Министерство образования и науки Российской Федерации

Департамент образования и науки Кемеровской области

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение
высшего профессионального образования
«Сибирский государственный индустриальный университет»

МЕТАЛЛУРГИЯ: ТЕХНОЛОГИИ, ИННОВАЦИИ, КАЧЕСТВО

«Металлургия – 2015»

Часть 2

Труды XIX Международной научно-практической конференции
15–16 декабря 2015 г.

Под общей редакцией профессора Е.В. Протопопова

Новокузнецк
2015

УДК 669(06)+658.012.056(06)
М 540

Редакционная коллегия:
д.т.н., профессор Е.В. Протопопов,
д.т.н., профессор М.В. Темлянцев, д.т.н., профессор Г.В. Галевский,
к.т.н., доцент С.В. Фейлер, к.т.н., доцент М.В. Ляховец.,
д.т.н., профессор Е.П. Волынкина, к.т.н., доцент С.Г. Коротков,
д.т.н., доцент А.Р. Фастыковский, к.т.н., доцент С.В. Князев,
д.т.н., доцент М.В. Попова, д.т.н., профессор Н.А. Козырев

М 540 Металлургия: технологии, инновации, качество : труды XIX Международной научно-практической конференции : В 2 ч. Ч. 2 / Сиб. гос. индустр. ун-т ; под ред. Е.В. Протопопова. – Новокузнецк : Изд. центр СибГИУ, 2015. – 333 с., ил.

ISBN 978-5-7806-0453-2

Представлены научные труды, посвящённые решению актуальных проблем теории, моделирования, технологии и автоматизации металлургических процессов, технологических процессов обработки металлических материалов (литейное производство, обработка металлов давлением, термическая обработка), технологических процессов сварки и получения порошковых, композиционных материалов и покрытий, металлургической теплотехники, теплоэнергетики и энергосбережения, экологии и утилизации отходов в металлургии.

Ориентирован на широкий круг исследователей, научных работников, инженерно-технический персонал предприятий и научно-исследовательских лабораторий, занимающихся вопросами теории и практики металлургии и материаловедения, а также бакалавров, специалистов, магистров и аспирантов соответствующих направлений подготовки.

Мероприятие проведено при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований. Проект № 15-08-21019.

ISBN 978-5-7806-0453-2

© Сибирский государственный индустриальный университет, 2015

Уважаемые коллеги!

Организационный комитет приветствует участников XIX Международной научно-практической конференции «Металлургия: технологии, инновации, качество». Впервые эта конференция была организована и проведена в 1997 г. С тех пор ее бессменным организатором является Сибирский государственный индустриальный университет. За 19 лет конференция приобрела популярность и известность не только в Кузбассе и в России, но и в странах ближнего и дальнего зарубежья. Ежегодно отмечается усиливающийся интерес к конференции и результатам ее работы со стороны зарубежных ученых, менеджеров, профильных исследовательских центров и фирм. Традиционно, осенью, на несколько дней Сибирский государственный индустриальный университет превращается в площадку оживленных дискуссий, профессионального обсуждения и ознакомления научной и производственной общественности с новейшими результатами исследований и технологических решений в области производства и обработки материалов, материаловедения, энерго- и ресурсосбережения, экологии и утилизации промышленных отходов, на которой определяются доминирующие современные тенденции и обосновываются прогнозы на перспективу.

В текущем году впервые конференция проводится в статусе международной. В ее работе приняли участие ученые – металлурги и материаловеды России, Казахстана, Узбекистана, Киргизии, Белоруссии, Украины, Китая из образовательных и научных организаций, а так же промышленных предприятий городов Москва, Екатеринбург, Новосибирск, Томск, Челябинск, Иркутск, Новокузнецк, Магнитогорск, Абакан, Воронеж, Барнаул, Череповец, Саратов и др.

В адрес организационного комитета от научных коллективов поступило более 200 заявок на участие в очной и заочной формах. Это научные труды, посвященные решению актуальных проблем теории, моделирования, технологии и автоматизации металлургических процессов, технологических процессов обработки металлических материалов (литейное производство, обработка металлов давлением, термическая обработка), технологических процессов сварки и получения порошковых, композиционных материалов и покрытий, металлургической теплотехники, теплоэнергетики и энергосбережения, экологии и утилизации отходов в металлургии.

Организационный комитет выражает благодарность всем участникам конференции за высокую активность. Мы надеемся, что обмен опытом, высокопрофессиональное обсуждение актуальных научных проблем станет мощным толчком к их эффективному решению, а изданные труды конференции внесут весомый вклад в пропаганду передовых достижений мировой металлургии.

СЕКЦИЯ 3. ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ: ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО, ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ, ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

УДК 669.15-196.52

МОДИФИЦИРОВАНИЕ СЕРОГО ЧУГУНА ИНДУКЦИОННОЙ ПЛАВКИ БАРИЙ-СТРОНЦИЕВЫМ КАРБОНАТОМ

Модзелевская О.Г., Феоктистов А.В., Селянин И.Ф., Куценко А.И., Куценко А.А.

Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, aak_mail@mail.ru

***Аннотация**: Приведен анализ результатов экспериментальных плавок серого чугуна в индукционной печи с последующим модифицированием расплава барий-стронциевым карбонатом. Показано, что модифицирование оказывает положительное влияние на литейные и механические свойства, а также структуру чугуна в отливке.*

***Ключевые слова**: модифицирование, структура, барий-стронциевый карбонат, серый чугун.*

MODIFICATION OF CAST IRON INDUCTION MELTING BARIUM-STRONTIUM CARBONATE

Modzelevskaya O.G., Feoktistov A.V., Selyanin I.F., Kutsenko A.I., Kutsenko A.A.

Siberian state industrial university,
Novokuznetsk, Russia, aak_mail@mail.ru

***Abstract**: The analysis of results of experimental heats of cast iron in induction furnace with subsequent modification of the melt barium-strontium carbonate. In shown that the modification has a positive effect on the casting and , of mechanical properties of the as well as the structure of iron in the casting .*

***Key words**: modification, structure, barium-strontium carbonate, gray cast iron.*

В последнее время при изготовлении отливок из железо-углеродистых сплавов большое внимание уделяется модифицированию жидкого расплава, а именно использованию в качестве модификатора относительно дешевых природных материалов, представленных комплексными карбонатными рудами, содержащими барий и стронций. Одним из таких перспективных материалов являются барийстронцийсодержащие карбонатные руды, месторождение которых разрабатывается на северовостоке Иркутской области в России и на основе которых промышленным способом получают модификатор барий-стронциевый карбонат – БСК-2.

Промышленная апробация модификатора БСК-2 начата с 2004 года на многих машиностроительных предприятиях ОАО «Камаз» [1], ОАО «Автоваз» [2], ОАО «Завод Универсал» (г. Новокузнецк) [3]. Данный модификатор содержит барий и стронций – активные элементы, которые по раскисляющему и модифицирующему воздействию на стали и чугуны значительно превосходят традиционно применяемые силикокальций и ферросилиций. Модификатор способен образовывать более устойчивые соединения с серой и фосфором, чем классические шлакообразующие, применяемые в металлургии, выводя их из металла в шлак, а также обладает достаточно большим сродством к кислороду [4]. Химический состав БСК-2 согласно ТУ приведен в таблице 1.

Для изучения влияния БСК-2 на структуру отливок и механические свойства серого чугуна СЧ 15 были проведены эксперименты. Эксперименты проводили в печи плавильной индукционной

(ППИ) вместимостью 0,06 т. Шихту массой 50 кг, состоящую из чугуна ЛК (40 %), передела литейного (10 %), лома чугунного (50 %) загружали в индукционную печь. Химический состав металлошихты представлен в таблице 2.

После расплавления шихты температуру доводили до 1500 ^{0}C. Температуру фиксировали вольфрам-рениевой термопарой, подсоединенной к цифровому измерительному комплексу [5]. Провели две плавки с тремя вариантами ковшевой обработки расплава:

1) без добавления модификатора;

2) с добавлением модификатора БСК-2 фракции от пылевидного до 10 мм, поставляемого заводом-изготовителем;

3) с добавлением модификатора БСК-2, измельченного до размера фракции от пылевидного до 10 мм непосредственно перед экспериментом.

Таблица 1 – Химический состав БСК-2 (%, по массе)

BaO	SrO	CaO	SiO_2	MgO	K_2O	Na_2O	Fe_2O_3	MnO	Al_2O_3	TiO_2	CO_2
13,0-19,0	3,5-7,5	17,5-25,5	19,8-29,8	0,7-1,1	2,5-3,5	1,0-2,0	1,5-6,5	0,0-0,4	1,9-3,9	0,7-1,1	16,0-20,0

Таблица 2 – Химический состав металлошихты

Массовая доля элементов, %											
C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Ti	V	Mo	S	P	Fe
2,92	2,53	0,46	0,16	0,09	0,15	0,04	0,03	0,006	0,050	0,25	ост.

При каждом варианте расходовалось 15 кг жидкого металла. Обе плавки проводили в одинаковых условиях с разным способом ввода модификатора. При первой плавке ввод модификатора осуществлялся в подогретый ковш под зеркало металла с помощью колокольчика, при второй плавке – на дно ковша. Температура выпуска металла в ковш в обоих вариантах составляла 1450±10 ^{0}C. БСК-2 добавляли из расчета 0,3 кг на 50 кг жидкого металла – по 0,1 кг на ковш. Ковшевое модифицирование с помощью колокольчика дало значительный пироэффект. При вводе модификатора на дно ковша под струю металла пироэффекта не наблюдалось.

С каждого ковша заливали следующие пробы при температуре 1350±5 ^{0}C:

– для исследования жидкотекучести расплава – спиральную песчаную пробу в соответствии с ГОСТ 16438;

– для определения микроструктуры и твердости – V-образную пробу для механических испытаний по ГОСТ 24648;

– для исследования механических свойств – по 3 литых пробы диаметром 30 мм и длиной 300 мм по ГОСТ 24648, с последующим испытанием на разрывной машине ИК-500;

– для определения склонности чугуна к отбелу после модифицирования – клиновидную пробу;

– для проведения дифференциального термического анализа (ДТА) снимали термические кривые при заливке расплавленного чугуна в кокильную пробу.

Исследование структуры чугуна проводили на подготовленных шлифах образцов с помощью оптического микроскопа Olympus GX-71 с программным обеспечением Siams Photolab 700.

Для анализа элементного состава металла и шлака использовали рентгенофлуоресцентный волнодисперсионный спектрометр последовательного действия XRF-1800 (Shimadzu, Япония).

Анализ результатов экспериментальных плавок серого чугуна в индукционной печи с последующим модифицированием расплава барий-стронциевым карбонатом, показал эффективность БСК-2 в получении мелкозернистой структуры, улучшении литейных и механический свойств чугуна. При этом значимым фактором является состояние модификатора.

Данные рентгеноспектрального анализа не показали наличия в образцах, модифицированных БСК-2, Ba и Sr, вероятно, из-за низкого их содержания. Введение модификатора не оказало значительного влияния на химический состав серого чугуна. Модифицирование чугуна позволило несколько уменьшить содержание кремния, а также вредных примесей – серы и фосфора.

При обработке серого чугуна модификатором БСК-2 наблюдается увеличение его жидкотекучести (L). Экспериментальные данные по жидкотекучести чугуна на спиральной пробе приведены на рисунке 1.

Жидкотекучесть чугуна 1-й плавки, модифицированного свежедробленным БСК-2, увеличилась в 1,7 раза по сравнению с немодифицированным чугуном, и в 1,4 раза по сравнению с чугуном, модифицированным БСК-2, поставляемого заводом-изготовителем. Жидкотекучесть чугуна 2-й плав-

ки, модифицированного свежедробленным БСК-2 возросла в 1,5 раза по сравнению с немодифицированным чугуном, и в 1,07 раза по сравнению с чугуном, модифицированным БСК-2, поставляемого заводом-изготовителем.

Для всех экспериментов характерно отсутствие отбела на клиновидных пробах, что связано с высоким содержанием углерода в исходном чугуне.

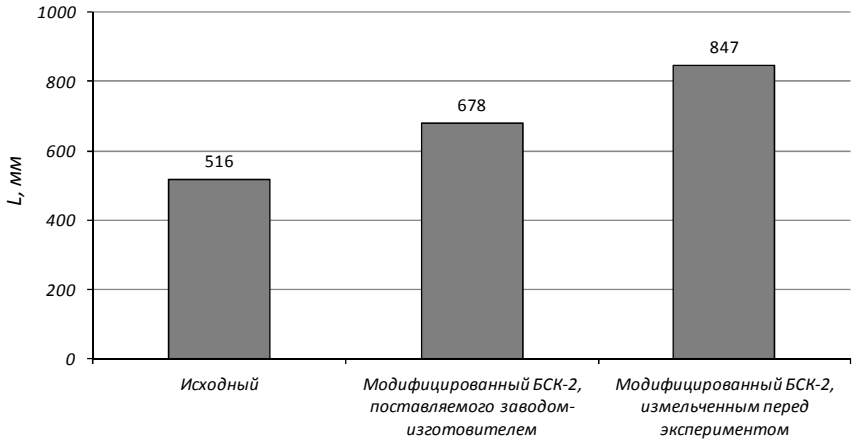


Рисунок 1 – Средние значения жидкотекучести чугуна для 1-й и 2-й плавок

В микроструктуре чугуна исследовали металлическую основу и графитные включения. Данные исследований сведены в таблицу 3.

Таблица 3 – Анализ микроструктуры чугуна

№ плавки	Образец	Структура по ГОСТ 3443-87		Величина графитовых пластин, мкм	
		Металлическая основа	Графит	min	max
1	Исходный, без добавления БСК-2	Пт1–П6–Ф94–ПД1,0–1,4	ПГф1–ПГр9–ПГд180–ПГ6	5–7	145–155
1	Модифицированный БСК-2, поставляемого заводом-изготовителем	Пт1– П45–Ф55–ПД1,0	ПГф2–ПГр4–ПГд90–ПГ10	2,5–3,5	80–90
1	Модифицированный БСК-2, измельченным перед экспериментом	Пт1–П45–Ф55–ПД1,0	ПГф2–ПГр6–ПГр9–ПГд45–ПГ10	1,8–2,0	55–65
2	Исходный, без добавления БСК-2	Пт1–П92–Ф4–ПД1,4	ПГф2–ПГр3–ПГд25–ПГд90–ПГ6	10–14	110–120
2	Модифицированный БСК-2, поставляемого заводом-изготовителем	Пт1– П92–Ф8–ПД1	ПГф2–ПГр8–ПГр9–ПГд45–ПГ12	3–4	50–60
2	Модифицированный БСК-2, измельченным перед экспериментом	Пт1– П85–Ф15–ПД1	ПГф2–ПГр4–ПГд15–ПГд45–ПГ12	1,5–2,0	45–55

Анализ микроструктуры трех образцов чугуна первой плавки показал, что в результате модифицирования наблюдается измельчение зерна металлической матрицы и изменение соотношения феррит-перлит. Происходит также измельчение графитовых включений, форма графита становится вермикулярной. Большее уменьшение зерна и графитовых включений наблюдается при использовании модификатора БСК-2, измельченного перед экспериментом.

В процессе исследований было осуществлено 22 замера твердости металла по Бринеллю (*НВ*) каждого экспериментального образца, которые показали, что механические свойства чугуна после модифицирования стали более однородные по телу отливки. Снижение среднего значения твердости связано с увеличением пластичности чугуна, модифицированного БСК-2 (рисунок 2). Об этом свидетельствуют также данные, полученные в результате испытаний на растяжение. Предел прочности $\sigma_в$

чугуна 1-й плавки, модифицированного свежедробленным БСК-2 увеличился на 32 % по сравнению с немодифицированным чугуном, и на 15 % по сравнению с чугуном, модифицированным БСК-2, поставляемого заводом-изготовителем. Испытания чугуна 2-й плавки также показали более высокое значение $\sigma_В$ у свежедробленного БСК-2.

Проведенный термический анализ серого исходного и модифицированного БСК-2 чугуна (текущие измеренные данные температуры за время кристаллизации T–t) и дифференциальный термический анализ (скорости изменения температуры во времени за время кристаллизации (dT/dt)) показал, что температура эвтектического превращения модифицированного чугуна более далека от температуры метастабильного эвтектического превращения и, следовательно, чугун менее подвержен отбелу, по сравнению с исходными чугунами.

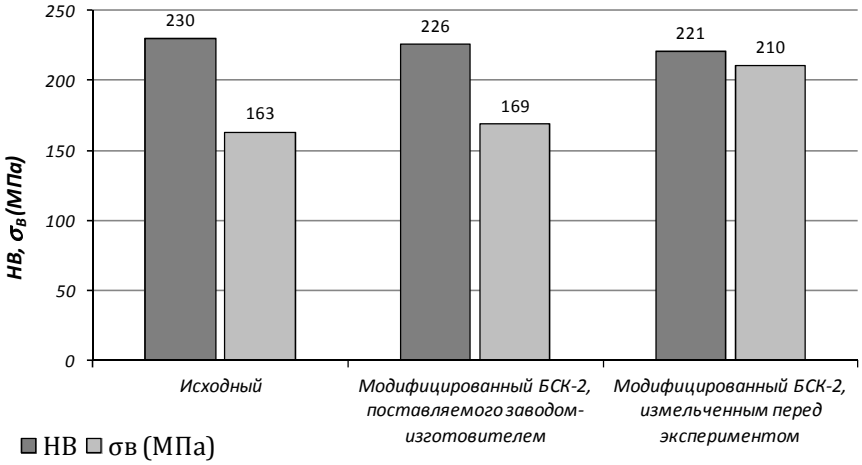


Рисунок 2 – Средние значения твердости по Бринеллю (*HB*) и предела прочности $\sigma_В$ (МПа) чугуна для 1-й и 2-й плавок

Выделения скрытой теплоты кристаллизации во время протекания эвтектического превращения характеризуется повышением температуры расплава во время эвтектоидного превращения и называется эвтектической рекалесценцией (*R*). Высокие значения *R* могут указывать на нежелательное образование включений графита на ранних стадиях процесса кристаллизации чугуна, что повышает риск нарушения геометрии полости формы и образования первичной усадки. Кроме того, образование включений графита на ранних стадиях кристаллизации расплава и их рост может привести к недостатку углерода для роста включений графита в конце цикла кристаллизации, что повышает риск формирования усадочной микропористости.

Эксперименты показали, что с вводом в расплав модификатора БСК-2 величина рекалесценции падает, причем модификатор, измельченный перед экспериментом, имеет более низкие значения *R*, чем поставляемый заводом-изготовителем. Этот факт подтверждается и результатами металлографических исследований структуры образцов.

Таким образом, анализ результатов экспериментальных плавок серого чугуна в индукционной печи с последующим модифицированием расплава барий-стронциевым карбонатом, показал эффективность БСК-2 в получении мелкозернистой структуры, улучшении литейных и механический свойств чугуна. При этом значимым фактором является состояние модификатора. Дробленый непосредственно перед экспериментом БСК-2 способен оказать большее влияние на расплав, чем БСК-2 той же фракции, поставляемый заводом-изготовителем.

Библиографический список

1. Панов, А.Г. Практика обработки карбонатами ЩЗМ расплавов дуговой плавки при изготовлении отливок из высокопрочного чугуна [Текст] / А.Г. Панов, Д.А. Гуртовой // Литейщик России. – 2012. – № 8. – С. 25–27.

2. Мухаев, О.Н. Применение современных материалов в чугунолитейном производстве МТП ОАО «Автоваз» [Текст] / О.Н. Мухаев, А.Г. Панов // Литейщик России. – 2013. – № 10. – С. 23–25.

3. Модзелевская О.Г. Литье ванн из чугуна, модифицированного Ba–Sr–карбонатом [Текст] / О.Г. Модзелевская, Э.А. Киселев, А.В. Феоктистов, Б.А. Машкин, И.Ф. Селянин И.Ф., А.А. Куценко // Литейное производство. – 2015. – № 6. – С. 6 – 8.

4. Рябчиков И.В. Кремнистые ферросплавы и модификаторы нового поколения. Производство и применение [Текст] / И.В. Рябчиков, В.Г. Мизин, В.В. Андреев. – Челябинск: Изд-во ЧГУ, – 2013. – 295 с.

5. Свид. РФ о гос. рег. программ для ЭВМ № 2012610147. Программа сбора, первичной обработки и численного дифференцирования экспериментальных данных натурного эксперимента «Tempol» / А. И. Куценко, Р. М. Хамитов, С. В. Морин, А. А. Куценко // Заявка № 2011618271. Приоритет 01.11.2011 г. Опубл. 10.01.2012 г.

УДК 621.892

ВЛИЯНИЕ СМАЗОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКЕ ТОЛСТОЛИСТОВОЙ СТАЛИ

Шарова Н.В., Лычагина Т.С., Чаплыгина Е.М., Пожидаева Е.Б.

Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, г. Магнитогорск, Россия, sirena20@list.ru

Аннотация: *Рассмотрены основные смазочные материалы, необходимые для процессов горячей прокатки, их свойства и влияние смазочного материала на производительность станов и на качество, выпускаемой продукции.*

Ключевые слова: *Прокатное производство, горячая прокатка, смазочные материалы.*

INFLUENCE OF LUBRICANTS IN THE HOT ROLLING PLATE STEEL

Sharova N.V., Lychagina T.S., Chaplygina E.M., Pozhidaeva E.B.

Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia, sirena20@list.ru

Abstract: *Considered the main lubricants necessary for processes of rolling, their properties and the influence of the lubricants on the productivity of the mill and the quality of steel.*

Key words: *Rolling production, hot rolling, lubricants.*

Горячую прокатку ведут на двух-, трех- или четырех-валковых станах листовой прокатки. Наиболее современным оборудованием являются непрерывные широкополосные станы. Исходным материалом являются слябы массой от 7,5 до 45 т, нагреваемые в методических печах.

Разнообразные условия технологического процесса горячей прокатки листовой стали предопределяют весьма широкий диапазон требований к смазочно-охлаждающим технологическим средствам (СОТС) [8]. Исключительно сложные температурные условия, неблагоприятные условия формирования смазочного слоя на валках значительно ограничивают диапазон и эффективность применения универсальных смазочных материалов.

Смазочные материалы при горячей прокатке должны выполнять следующие функции [9]:

– Снижение механического взаимодействия поверхностей трения деталей;

– Предотвращение атомно-молекулярного взаимодействия материалов поверхностей трения;

– Формирование на рабочих поверхностях деталей слоев оксидов, обладающих повышенной износостойкостью;

– Равномерное распределение давления по рабочим поверхностям технологических деталей, в частности валков;

– Отвод теплоты из контактной зоны очага деформации с технологическим инструментом;

– Защита деталей технологической машины от коррозионного воздействия окружающей среды;

– Отвод продуктов изнашивания и частиц механических примесей из зоны обработки;

– Обеспечение передача энергии, усилий и крутящих моментов с меньшими потерями;

– Снижение интенсивности изнашивания рабочих поверхностей технологических деталей.

Эффективность используемого смазочного материала зависит от типа прокатного стана. Для многовалкового прокатного стана смазочный материал должен обеспечивать смазку всех валков.

Для производства высококачественной продукции на широких станах (рисунок 1) для горячего проката используют специальные масла. Эти смазочные материалы отличаются высокой термической стабильностью и, в отличие от смазочных материалов для холодного проката, не смешиваются с водой.

Главное требование к смазочным материалам для горячего проката [2] – улучшение качества

поверхности по всей длине проката. Они содержат в качестве основы не только минеральные масла, но и противозадирные компоненты, образующие противоизносную защитную пленку на рабочих валках. Эта пленка должна выдерживать смывание и контакт с горячим прокатом.

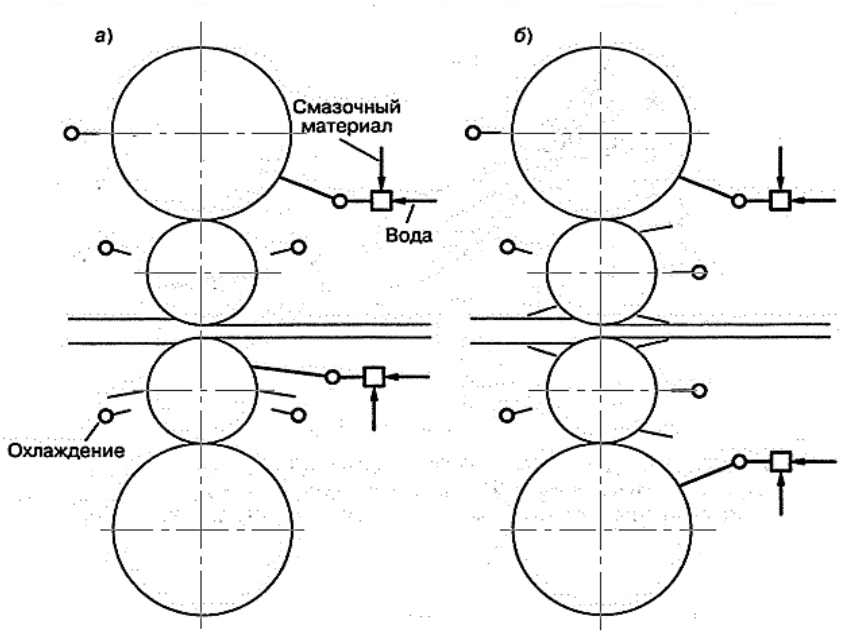


Рисунок 1 – Устройство распылительных форсунок для горячего проката тонкого листа (а) и толстого листа (б)

Масла для прокатки представляют собой смазочные материалы на основе минерального масла или синтетических углеводородов в сочетании с полярными и активными EP-компонентами. Используемые эфиры должны обладать высокой устойчивостью к гидролизу для предотвращения образования мыл. Эмульсии для прокатки смешиваются с абсолютно «мягкой» водой в количестве 1 – 3 %.

Для снижения износа прокатных валков и энергосиловых параметров процесса горячей листовой прокатки на современных непрерывных широкополосных станах горячей прокатки все чаще находят применение системы подачи СОТС, предназначенные для подачи жидких смазочных материалов на валки.

Различают технологические, эксплуатационные и санитарно-гигиенические свойства СОТС [5]. Технологические свойства оказывают влияние на основные технологические параметры процесса прокатки: усилие прокатки и энергетические затраты, стойкость валков, качество поверхности прокатываемого металла. Эксплуатационные свойства характеризуют степень трудности приготовления и подачи СОТС, стабильность их свойств при изменении условий эксплуатации, воздействие на оборудование в процессе использования и после него, пожарную безопасность, возможность регенерации и утилизации. Санитарно-гигиенические свойства обуславливают органолептические показатели, отсутствие вредного воздействия на организм обслуживающего персонала, биологическую стойкость, способность к извлечению из стоков.

Эти свойства в основном определяют техническую пригодность СОТС к использованию.

В условиях ОАО «ММК» на непрерывном широкополосном стане горячей прокатки 2000 внедрена система подачи технологической смазки, предназначенная для приготовления и дозированной подачи водно-масляной дисперсии на поверхность верхних и нижних опорных валков первых трех клетей (№ 7-9) непрерывной чистовой группы стана со стороны выхода металла из клети. В настоящее время проведен ряд исследований, на основе которых установлено, что смазочный материал оказывает положительное влияние на снижение энергосиловых параметров в первых трех клетях чистовой группы в среднем на 5 – 8 % [10].

Применение СОТС при прокатке является важнейшим и неотделимым элементом технологии производства и от них в большей мере зависит в конечном итоге производительность и качество. Применение СОТС при горячей прокатке позволяет повысить долговечность рабочих и опорных валков чистовых и черновых клетей широкополосных станов за счёт снижения интенсивности их износа. А также уменьшить съём металла с валков при их восстановлении, уменьшить количество перевалок и увеличить производительность широкополосных станов за счет увеличения фактического времени работы стана.

Библиографический список

1. Сидельников С. Б. Основы технологических процессов обработки металлов давлением / С. Б. Сидельников, Р. И. Галиев, Д. Ю. Горбунов, Е. С. Лопатина, А. С. Пещанский // электронный учебно-методический комплекс ИПК СФУ - Красноярск, 2008.

2. Пожидаев Ю.А. Способ смазки узлов трения механических систем и устройство управления системой смазки. Пожидаев Ю.А., Мальцева Д.А., Баландюк И.П. // Техника и технологии: пути инновационного развития, сборник научных трудов 5-ой Международной научно-практической конференции. Ответственный редактор: Горохов А.А.. Курск, 2015. С. 178-179.

3. Баландюк И.П. Механические методы очистки узлов и деталей от загрязнений. / Баландюк И.П., Мальцева Д.А., Пожидаев Ю.А. // Наука, образование, общество, сборник научных трудов по материалам Международной научно-практической конференции. Тамбов, 2015. С. 12-14.

4. Салганик В. М. Методология подбора химической композиции для сочетания требуемых свойств толстолистового проката / Салганик В. М., Полецков П. П., Чикишев Д. Н., Стеконов П. А. // ОМД-2014. Фундаментальные проблемы. Инновационные материалы и технологии. Сборник докладов международного научно-технического конгресса. 2014. С. 216.

5. Чикишев Д. Н. Анализ причин вертикального изгиба переднего конца полосы при горячей прокатке на основе математического моделирования / Чикишев Д. Н., Пожидаева Е. Б. / /Современные проблемы горно-металлургического комплекса. Наука и производство. Материалы Одиннадцатой Всероссийской научно-практической конференции, с международным участием. 2014. С. 111-118.

6. Огарков Н. Н. Совершенствование дробеметной обработки прокатных валков для производства автомобильного листа / Огарков Н.Н., Залетов Ю.Д., Ласьков С.А., Звягина Е.Ю., Пожидаев Ю.А. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2010. №2. С. 41-43.

7. Платов С. И. Расчет тел качения подшипников на контактную усталостную прочность с использованием метода конечных элементов / Платов С. И., Железков О. С., Юрченко Г. Н., Терентьев Д. В., Пожидаев Ю. А., Мироненков Е. И. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2006. №4. С. 73-77.

8. Платов С. И. Эффективность процесса горячей прокатки с подачей смазочного материала между опорным и рабочим валками на непрерывном широкополосном стане горячей прокатки 2000 ОАО «ММК» / Платов С. И., Румянцев М. И., Дема Р. Р., Харченко М. В., // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2011. №4. С. 19-21.

9. Салганик В. М. Управление качеством горячекатаного проката по профилю и плоскостности на базе использования автоматизированной системы / Салганик В. М., Полецков П. П., Кухта Ю. Б., Егорова Л. Г. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2010. №1. С. 59-62.

10. Дема Р.Р. Определение параметров, воздействующих на эффективность работы системы подачи технологической смазки для чистовой группы клетей НШСГП 2000 ОАО «ММК» / Дема Р.Р., Амиров Р. Н., Гливенко В. С. // В сб.: «Современные проблемы горно-металлургического комплекса. Наука и производство». Материалы одиннадцатой Всеросс. научно-практ. конф., с международным участием. 2014. С. 154-159.

УДК 62-1

ПРОГРЕССИВНЫЕ ВИБРОУСТОЙЧИВЫЕ КОНСТРУКЦИИ МЕТАЛЛОРЕЖУЩИХ ИНСТРУМЕНТОВ

Пожидаев Ю.А., Чаплыгина Е.М., Лычагина Т.С., Шарова Н.В., Гилметдинова А.Р.

Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, г. Магнитогорск, Россия, Email: genia.91@mail.ru

Аннотация: *Рассмотрены различные металлорежущие инструменты, конструкции которых способны демпфировать вибрацию. Приведены конструктивные исполнения резцов и рассмотрены их преимущества, а также недостатки. Даны рекомендации по назначению этих инструментов.*

Ключевые слова: *режущий инструмент, демпфирование вибрации, способы снижения вибрации при обработке резанием.*

ADVANCED VIBRATION-PROOF DESIGN OF METAL-CUTTING TOOLS

Pozhidaev Yu.A., Chaplygina E.M., Lychagina T.S., Sharova N.V., Gilmetdinova A.R.

Nosov Magnitogorsk State Technical University,
Magnitogorsk, Russia, Email: genia.91@mail.ru

Abstract: *Various metal-cutting tools, the design of which can dampen vibration. Constructive performance cutting tools and their advantages and disadvantages. Recommendations are given for the purposes of such instruments..*

Key words: *cutting tool vibration-damping methods for reducing vibration during machining.*

Повышение виброустойчивости и производительности металлорежущих инструментов может быть достигнуто вследствие увеличения их жёсткости или с ещё большим успехом повышением их демпфирующей способности.

Демпфирующая способность инструмента может быть повышена за счёт конструктивного демпфирования, т.е. при увеличении сопротивления в стыках, в местах соединений режущих пластинок с режущим блоком и блока с державкой инструмента, а также активным демпфированием или введением в конструкцию инструментов специальных виброгасителей [1,2].

Одним из вариантов таких инструментов, где использовано сопротивление в стыках, являются клеесборные резцы. Эти резцы состоят из универсальной державки, в которой механически крепятся различные режущие блоки (в зависимости от перехода). В гнездо режущего блока вклеена специальным термостойким клеем твёрдосплавная пластинка. Применяются термостойкие клеи ВК9, ВК20 и др. [3, 6].

Опыты и промышленное использование показали, что такие резцы значительно более виброустойчивы, чем стандартные резцы с напаянными пластинками и резцы с механическим креплением твердосплавных пластинок. Клеесборные резцы обычно имеют амплитуду автоколебаний приблизительно в два-три раза меньше, чём резцы с механическим креплением и стандартные резцы с напаянными пластинками, что приводит к существенному повышению стойкости инструмента [7].

Вторым вариантом конструкции инструментов, где использовано демпфирование в стыках, является конструкция крупного токарного резца ЛМИ КС-2107-0005 со сменным режущим блоком и напаянной пластинкой [1]. Резец (рисунок 1) предназначен для точения деталей на крупных токарных и карусельных станках.

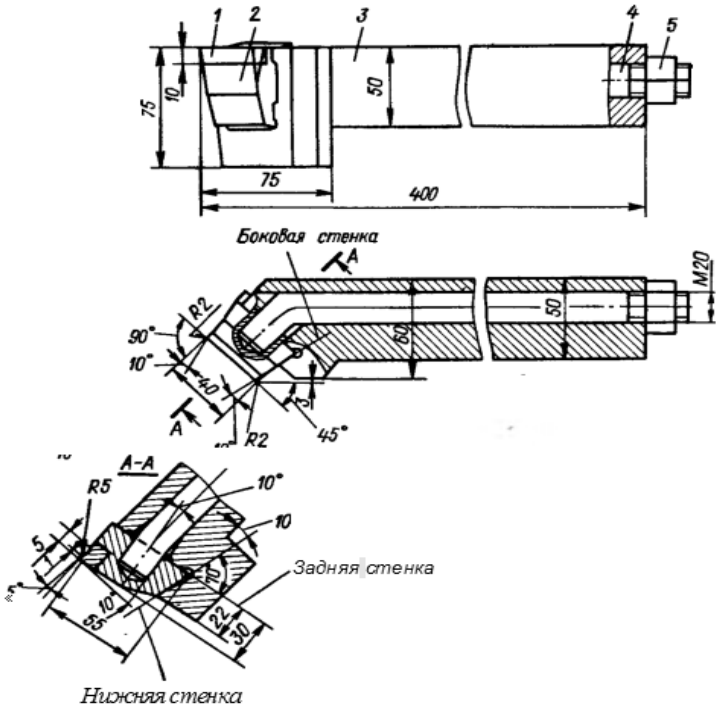


Рисунок 1 – Резец ЛМИ КС-2107-0005 со сменным режущим блоком

Резец состоит из державки 3, на переднем конце которой находится трехгранное гнездо. На стенках этого гнезда выполнены опорные площадки, на которые базируется режущий блок 2 с напаянной пластинкой 1. Закрепление блока 2 осуществляется отогнутым концом тяги 4 с помощью крепёжной гайки 5. Левый отогнутый конец тяги при вращении гайки 5 прижимает блок к шести опорным площадкам: к одной нижней, двум боковым и трём, расположенным на задней стенке гнезда. Боковая стенка гнезда имеет угол поднутрения 10 градусов. Выходу блока из гнезда препятствует отогнутый конец тяги и силы трения в местах контакта. В стенках гнезда выполнены отверстие и канавки, предназначенные для выхода мелких частиц и пыли, образующихся при точении, особенно по корке.

При вибрации резца во время обработки происходят малые смещения режущего блока относительно опорных площадок, и значительная часть энергии автоколебаний рассеивается при преодолении сил трения на этих контактных площадках.

В целях уменьшения вредного воздействия процесса (теплоты резания, вибраций, сходящей стружки, отлетающей окалины и пыли) на соединение механизма закрепления режущего блока максимально удалено от зоны резания и расположено за задним торцом корпуса резца, что значительно повысило надежность крепления режущего блока и увеличило срок службы инструмента. Базирование режущего блока в гнезде корпуса резца осуществлено на шести опорных площадках с размерами 6×6 (мм). Тяга при взаимодействии с блоком не ограничивает его базирующиеся площадки в перемещениях.

Благодаря этому при значительных отклонениях исполнительных размеров резца обеспечена определенность базирования и надёжное закрепление режущего блока. Исходя из этих конструктивных особенностей, все детали резца выполнены грубее 13-го квалитета, а корпус режущего блока изготовлен литьем, без механической обработки базовых опорных поверхностей. В связи с вышеотмеченным, разработанный резец имеет весьма технологичную конструкцию [3].

У резцов с механическим креплением твердосплавной сменной режущей пластины при её поломке обычно повреждается и головка инструмента. В разработанном резце напаянная режущая пластина расположена на консольной части сменного режущего блока, поэтому в случае поломки пластины происходит разрушение только сменного блока, а головка резца остаётся невредимой.

Весьма прогрессивным оригинальным виброустойчивым режущим инструментом является устройство «Нева», предназначенное для отрезки деталей и прорезки пазов на токарном станке. Устройство имеет более высокую жёсткость и демпфирующую способность по сравнению с другими известными инструментами, применяемыми для работ на токарном станке.

Один вариант такого устройства показан на рисунке 2. Устройство состоит из резца 1, выполненного в виде плоской Т-образной пластины, с двумя напайными режущими элементами. Резец имеет ось симметрии *L*, которая составляет с основной плоскостью *K* угол 90 градусов, что облегчает его установку по высоте и повышает виброустойчивость. При притуплении одного режущего элемента *E* резец раскрепляется, переворачивается на 180° вокруг оси *L* и вновь закрепляется.

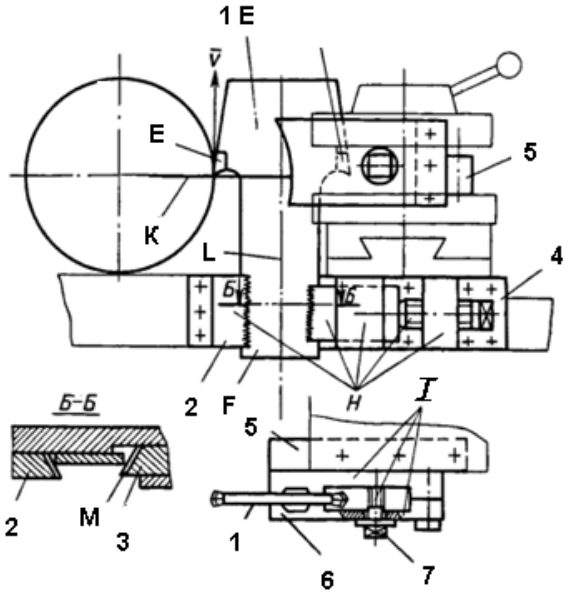


Рисунок 2 – Устройство «Нева» для отрезки деталей на токарном станке

Основное крепление резца после установки его режущей кромки по высоте центров станка осуществляется за хвостовик *F* при помощи плоских тисков *H* с неподвижным упором 2 и подвижным 3. На рабочих закаленных поверхностях *M* упоров 2 и 3 имеются рифления, которые при закреплении врезаются в хвостовик *F* резца 1 и повышают надёжность закрепления. Тиски *H* смонтированы на пластинке 4, которая с помощью болтов жёстко закреплена на боковой плоскости каретки поперечного суппорта станка.

Работа производится при левом вращении шпинделя станка, что повышает виброустойчивость системы шпиндельного узла и заготовки в целом, кроме того, приводит к тому, что тело резца работает на растяжение. Поэтому жёсткость резца в направлении действия главной составляющей силы резания весьма высока.

Для повышения продольной (вдоль оси *Ox*) и радиальной (вдоль оси *Oy)* жёсткостей, а также существенного повышения демпфирующей способности (повышения коэффициента сопротивления η_0) резец имеет дополнительное крепление *I* в резцедержателе суппорта. Дополнительное крепление *I* состоит из держателя 5, который крепится болтами в резцедержателе станка, накладной упругой планки 6 и стяжного болта 7, с помощью которого можно регулировать диссипативные силы системы.

Связь резцедержателя с кареткой поперечного суппорта существенно повышает его жёсткость и виброустойчивость.

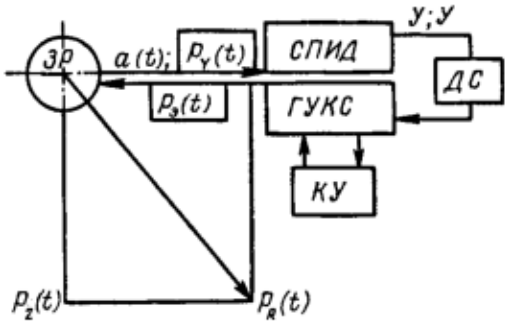
В другом варианте такого устройства основное *H* и дополнительное *I* крепления резца смонтированы на одной общей плите, что приводят к ещё большему повышению жёсткости устройства и всей системы СПИД.

Демпфирование колебаний резца 1 происходит как в плоских стыках дополнительного крепления *I*, так и в местах контакта хвостовика резца с рифлёными поверхностями упоров 2 и 3 основного крепления *H*, при этом на площадках контакта происходят упругопластические деформации. Это приводит к заметному повышению коэффициента трения, так как коэффициент трения в пластической зоне почти на порядок выше. Все это и приводит к существенному повышению демпфирующей способности устройства.

Промышленное применение устройства «Нева» позволяет в два-три раза повысить производительность отрезки деталей малых диаметров до 60 мм. При отрезке деталей больших диаметров и разрезке заготовок диаметром до 260 мм и ширине реза 6 мм производительность повышается в 10 и более раз. Широкое использование устройства в производстве позволит получить высокий экономический эффект [7].

Эффект от применения инструмента, оснащённого виброгасителями, заключается также в снижении уровня шума [8].

Перспективными являются также разработки инструментов с активным демпфированием. Активное демпфирование достигается за счет использования возмущающих устройств с дополнительным источником энергии. Сила сопротивления (демпфирования) пропорциональна скорости виброперемещений, поэтому целесообразно для повышения демпфирования к инструменту приложить дополнительную силу, пропорциональную скорости. Это выполнено с помощью специального резца-демпфера, управляемого относительными колебаниями системы СПИД через датчик скорости и генератор ультразвуковой энергии [2, 4]. Структурная схема такой системы представлена на рисунке 3.



ЗР – зона резания: СПИД – упругая система станок – приспособление – инструмент – деталь; ДС – датчики скорости и перемещений (Д14; ПЭП); ГУКС – генератор ультразвуковых колебаний самоподстраивающийся; КУ – корректирующее устройство; $P_3(t)$ – эквивалентная переменная сила ультразвукового вибратора

Рисунок 3 – Структурная схема активного демпфирующего устройства

Скорость колебаний детали измеряют электромагнитным преобразователем скорости, основанным на методе вихревых токов, а резца – пьезопреобразователем типа Д14. Сигнал с преобразователя скорости управляет генератором ультразвуковых колебаний, напряжение которого прикладывается к магнитострикционному преобразователю перемещений; упругие силы последнего, пропорциональные скорости, через резец и зону резания действуют на заготовку.

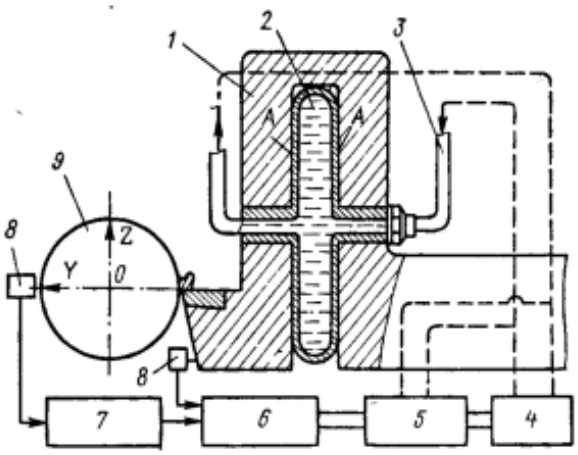
Активный демпфер представляет собой специальный резец 3, который зажимается в резцедержателе токарного станка. Магнитострикционный преобразователь 4, который подсоединен к ультразвуковому усилителю мощности 9, жестко соединен с резцом 3. Преобразователь 4 подмагничивается постоянным полем электромагнита 5, который питается от постоянного (автоматически регулируемого) источника тока 10. Управляющий сигнал с вихретокового преобразователя скорости виброперемещений 2, установленного на расстоянии 0,5 – 1,5 мм от заготовки 1, через измеритель скорости вибраций 7 и блок коррекции 8 управляет усилителем мощности 9.

В разработанном устройстве сила демпфирования генерируется с помощью преобразователя 4, который с одной стороны закреплён в суппорте 6, а с другой через зону резания действует на деталь 1.

Введение ультразвуковых колебаний приводит также к качественным изменениям характера стружкообразования. Коэффициент поперечной усадки стружки уменьшается приблизительно на 18 – 35 % во всем исследованном диапазоне скоростей резания (0,1 – 1,5 м/с) и подач (0,052 – 0,42 мм/об).

Такие резцы с активным демпфированием наиболее применимы для чистовой обработки нежестких деталей, так как их применение приводит главным образом к снижению интенсивности колебаний заготовки.

Управление интенсивностью автоколебаний технологической системы можно осуществлять инструментами с регулируемой жёсткостью. Примером такого инструмента является резец с изменяющейся жёсткостью, функциональная схема которого показана на рисунке 4. Резец 1 имеет пониженную жёсткость в направлении действия силы P_y. В прорезь резца между опорными поверхностями A вставлен полый сильфон 2. Камера сильфона гидроприводом 3 соединена с гидравлическим корректором 5 и насосом 4. Гидравлический корректор управляется через электронное корректирующее устройство 6 сигналом с электромагнитного преобразователя перемещений (датчика) 8.



1 – специальный резец; 2 – сильфон; 3 – гидропривод; 4 – гидравлический насос;
5 – гидравлический корректор; 6 – электронное корректирующее устройство;
7 – виброизмерительный прибор; 8 – датчики; 9 – обрабатываемая заготовка;
A – опорные поверхности

Рисунок 4 – Функциональная схема инструмента с регулируемой жёсткостью

Конструкция позволяет изменять жёсткость технологической системы в направлении оси OY или создать автоматически регулируемую жёсткость в этом направлении [5]. Применение такого устройства позволяет уменьшить амплитуду автоколебаний и волнистость обработанной поверхности приблизительно в три раза.

Таким образом, представлены основные конструктивные исполнения режущего инструмента, оснащённого виброгасителями; выявлены области их применения и даны некоторые технические и технологические параметры, позволяющие сделать необходимый выбор инструмента.

Библиографический список

1. Ота Н., Коно К. О самовозбуждающихся вибрациях станка или обрабатываемой детали, вызванных регенеративным влиянием следа и запаздыванием. – В кн.: Конструирование и технология машиностроения: Тр. американ. Общ-ва инж.-механиков. М.: Мир, 1974. – № 4. – С. 246-257.

2. Пожидаев Ю.А Математическая модель процесса резания, включающая характеристики обрабатываемого материала. [Текст] / Пожидаев Ю.А., Чаплыгина Е.М., Мишурова Е.Н., Пожидаева Е.Б., Мишурова Т.С. // Наука и производство Урала. 2015. № 11. С. 107-110.

3. Заковоротный В.Л. Исследование динамической характеристики резания при автоколебаниях инструмента. – В кн.: Изв. техн. науки. Ростов: Ростовский ин-т машиностроения. – 1976. – С. 37 – 44.

4. Определение демпфирующих свойств конструкционных сталей [Текст] / Джепко Д.А., Блондинская Е.Б., Пожидаев Ю.А. // Механическое оборудование металлургических заводов. 2013. № 2. С. 120-123.

5. Пожидаев Ю.А. Проектирование демпфирующих систем на электромеханических модулях [Текст] /Пожидаев Ю.А., Кадошников В.И.//Вестник машиностроения.2012 №5. С.72-75

6. Pozhidaev Ya.A., Kadoshnikov V.I. Damping-System Design on the Basis of Electrochemical Modules // Russian Engineering research. 2012. Vol.32. No. 5-6. P.478-481.

7. Пожидаев Ю.А. Исследование процессов колебательных систем металлургического оборудования // Актуальные проблемы современной науки, техники и образования: материалы 68-й межрегиональной научно-технической конференции. Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2010. Т.1. С. 254-256.

8. Пат. 111222 РФ, F16F15/03, B60G13/04 МПК^3 B25J 1/2. Система демпферов для рекуперации энергии [Текст] / В.И. Кадошников, Ю.А. Пожидаев, Е.В. Шестопалов, Е.В. Куликова, М.В. Аксёнова, И.Д. Кадошникова, С.Ю. Зайцев, А.М. Чумиков. 5025141/08; заявлено 08.07.2011; опубл. 10.12.2011. БИПМ № 34.

УДК 621.768.011

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ПОЛУФАБРИКАТОВ ИЗ ЗАЭВТЕКТИЧЕСКИХ СИЛУМИНОВ*

Прудников А.Н., Прудников В.А.

Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, a.prudnikov@mail.ru

***Аннотация**: Приведены результаты влияния предварительной термоциклической осадки на микроструктуру и механические свойства слитков полунепрерывного литья из поршневого заэвтектического силумина. Показана возможность прессования слитков за счет использования рационального режима термоциклической осадки. Приведены механические свойства слитков, заготовок после осадки и прессованных прутков из поршневого силумина. Полученные результаты показывают улучшение механических характеристик заготовок с увеличением степени деформации при обработке заэвтектического силумина.*

***Ключевые слова**: структура, силумин, деформация, механические свойства, деформационная термоциклическая обработка.*

USE THERMOCYCLIC STRAIN FOR CONVENIENCE OF HYPTRTUTECTIC SILUMIN

Prudnikov A.N., Prudnikov V.A.

Siberian State Industrial University,
Novokuznetsk, Russian Federation, a.prudnikov@mail.ru

***Abstract**: The results of preliminary thermal cycling precipitation on microstructure and mechanical properties of semi-continuous casting of ingots piston hypereutectic silumin. The possibility of pressing bars*

* Работа выполнена под руководством профессора Афанасьева В.К.

by using rational mode thermal cycling rainfall. Shows the mechanical properties of ingots, billets after rainfall and extruded rods of piston silumin. The results obtained show improved mechanical properties preforms increasing degree of deformation during processing hypereutectic silumin.

***Key words**: structure, silumin, deformation, mechanical properties, deformation thermo-cyclic treatment.*

При изготовлении деталей из деформируемых сплавов одной из ответственных технологических операций является получение деформируемой заготовки или полуфабриката. Особую актуальность приобретает этот процесс при работе с малопластичными или недеформируемыми сплавами, в том числе заэвтектическими силуминами и чугунами. Зачастую для получения качественной деформированной заготовки или детали применяют термоциклическую обработку (ТЦО) и деформационную термоциклическую обработку (ДТЦО) [1 – 5]. Кроме того, разработанные в настоящее время режимы ТЦО и ДТЦО с успехом используются для улучшения механических, физических и других свойств различных материалов [1, 6 – 8]. В связи с вышеизложенным настоящая работа – посвящена выбору вида деформации и оптимизации технологических параметров процесса деформирования слитков полунепрерывного литья из поршневого заэвтектического силумина для группы оборудования ОАО «СМК» (г. Ступино), используемой для изготовления и обработки промышленных поршней.Металлографические исследования структуры слитков, заготовок и деформируемых полуфабрикатов проводили на оптических микроскопах ММУ-3 и ЛабоМет-И1. Механические свойства определяли по ГОСТ 1497-84 на цилиндрических образцах с диаметром рабочей части 6 мм. Для измерения твердости образцов использовали прибор ТШ-2Б.

Поршневой заэвтектический силумин имел следующий состав, % (вес.): кремний – 18 – 20; медь – 0,6 – 1,0; магний – 0,5 – 1,0; марганец – 0,8 – 1,0; титан – 0,1 – 0,3; азот – 0,2 – 0,4; кальций – 0,07 – 0,09; алюминий – ост. Для модифицирования структуры слитков использовал обработку расплава смесью, включающей фосфористую медь, борную кислоту и оксиды железа (III) и никеля (III) [9]. Диаметр слитка составлял 165 мм, а его длина после обрезки головной и донной частей 500 – 700 мм.

В процессе отработки технологии деформации слитков из заэвтектического поршневого силумина и в дальнейшем для получения заготовок были определены интервалы максимальной пластичности для литого и деформированного состояний, которые составили 500 и 450 °С соответственно. Причем после деформации силумина (ковка, прессование) температурный диапазон максимальной пластичности существенно расширяется [4, 10].

Опробование изготовления поршневой заготовки методом молотовой штамповки на кривошипно-шатунном молоте непосредственно из литой заготовки в горячем состоянии привели к появлению большего числа визуально наблюдаемых трещин на юбочной поверхности формируемой детали. Дефекты штампованных деталей являются результатом неравномерности деформации и различной скорости деформирования металла под бойками молота (от 5 – 9 м/с до практически нуля). Наиболее чувствительны к этим параметрам сплавы с низкой пластичностью, в том числе легированные заэвтектические силумины. Поэтому была выбрана технология получения поршневой заготовки с использованием метода объемной штамповки на гидравлическом прессе вертикального типа с одновременной подпрессовкой. Данная технология предусматривает штамповку поршневых заготовок из прессованного прутка диаметром 100 мм. Однако непосредственная прессовка слитка после гомогенизационного нагрева и выдержки в печи при температуре 480 – 500 °С в течение 3-х часов не позволила получить качественные прутки, пригодные для дальнейшей обработки. В связи с этим применили предварительную термоциклическую осадку слитков, чтобы проработать перед прессованием металл и увеличить диаметр заготовки для получения больших степеней вытяжки при прессовании на пруток на пруток диаметром 100 мм. Был определен наиболее рациональный диаметр контейнера под процесс прессования – 300 мм. В этом случае значение коэффициента вытяжки составляет – 9 (степень деформации более 90 %).

Для определения предельной степени деформации при осадке поршневого заэвтектического силумина из слитка были изготовлены образцы диаметром 25 – 30 мм и длиной 75 мм (соотношение длины образца к диаметру составляет 2,5 – 3). Образцы нагревали до температур 370 – 500 °С, выдерживали 3 часа и осаживали при этой температуре на вертикальном гидравлическом прессе усилием 1,25 МН до появления первой трещины по бочке. Было установлено, что предельная степень деформации для литого и гомогенизированного образца из легированного заэвтектического силумина составляет 10 – 15 % и зависит от температуры осадки. Для предварительно деформированного сплава она может достигать 35 %.

С учетом полученных результатов был разработаны (термокинетические) параметры термоциклической осадки опытных слитков. Перед термоциклической осадкой заготовки, полученные из слитков, нагревали и выдерживали в печи сопротивления с принудительной циркуляцией атмосферы

в течение 4-х часов при температуре 480 – 500 °С. Целью этой выдержки являлась гомогенизация структуры литого силумина, повышение пластичности слитков и их полный прогрев. Осадку проводили на вертикальном гидравлическом прессе усилием 90 МН. Для компенсации тепловых потерь и снижения температуры заготовки в процессе проведения цикла осадки бойки пресса были нагреты до 300 – 350 °С. После деформации в каждом цикле проводили подогрев заготовки до температуры осадки и выдержку в течение 1 часа для снятия наклепа. Для данного химического состава и диаметра слитков количество циклов осадки находится в пределах 4 – 5 в зависимости от длины слитка. Степень относительного сжатия и размеры заготовки по циклам при осадке слитков из поршневого заэвтектического силумина приведены в таблице 1. Степень относительного сжатия при осадке определяли по формуле:

$$\varepsilon = [(h_н - h_к) / h_н] \cdot 100\ \%,$$

где $h_н$ – высота исходной заготовки, мм;

$h_к$ – конечная высота заготовки, мм.

Температура нагрева в цикле составляла 480 – 500 °С, степень обжатия в первом цикле – не более 15 %, для каждого типоразмера слитка она показана в таблице 1, и равна 10 – 13 %. Суммарная степень относительного сжатия для каждого типоразмера слитков составляла 53 – 60 %, а диаметр конечной заготовки после всего процесса термоциклической осадки – 275 – 285 мм (таблица 1).

Таблица 1 – Степень относительного сжатия и размеры заготовок по циклам при осадке слитков диаметром 165 мм из поршневого заэвтектического силумина

Исходная заготовка, мм		Циклы осадки					
		1			2		
h	d	ε, %	h, мм	d, мм	ε, %	h, мм	d, мм
450	165	11	400	176	15	340	192
500	165	12	440	173	16	370	185
600	165	13	522	185	17	434	204
650	165	10	585	180	15	498	196
700	165	10	630	179	15	536	197

Продолжение таблицы 1

Циклы осадки								
3			4			5		
ε, %	h, мм	d, мм	ε, %	h, мм	d, мм	ε, %	h, мм	d, мм
18	280	315	29	200	275	-	-	-
18	300	207	33	200	279	-	-	-
20	347	230	22	278	252	25	223	285
17	414	218	21	327	246	25	245	280
17	445	220	20	356	250	22	278	278

После проведения термоциклической осадки заготовки из поршневого силумина были успешно пропрессованы на пруток диаметром 100 мм на горизонтальном гидравлическом прессе усилием 70 МН с контейнером 300 мм прямым способом по следующему режиму: скорость прессования – 0,05 – 0,1 м/мин; температура прессования – 440 – 450 °С; время выдержки при температуре перед прессованием – 4 часа; смазка контейнера – не применялась. Коэффициент вытяжки составлял –9 (суммарная степень деформации – 94 %, величина пресс).

Исследование микроструктуры слитков полунепрерывного литья, осаженных заготовок и прессованных прутков из поршневого заэвтектического силумина показало, что с увеличением степени деформации при горячей обработке давлением происходит измельчение кристаллов первичного кремния, увеличение объемной доли α-твердого раствора алюминия за счет снижения количества эвтектической составляющей, которая приобретает глобулярное строение. Определение механических свойств образцов из опытного сплава в литом состоянии, после осадки и прессования приведены в таблице 2 и находятся в соответствии с изменениями микроструктуры заготовок. Видно, что обра-

ботка давлением заэвтектических силуминов повышает их механические характеристики тем в большей мере, чем выше суммарная степень деформации заготовки. Так, прессованный полуфабрикат из поршневого заэвтектического силумина имеет значение временного сопротивления разрыву на 40 % выше, чем у слитка полунепрерывного литья.

Таблица 2 – Влияние горячей деформации на механические свойства поршневого заэвтектического силумина

Состояние	Механические характеристики		
	$\sigma_в$, МПа	δ, %	НВ, МПа
Слиток, диаметр 165 мм	150	1,2	1050
Заготовка после осадки	181	1,5	970
Прессованный пруток, диаметр 100 мм	213	2,6	868

Выводы

1. Показана возможность прессования слитков полунепрерывного литья диаметром более 150 мм из поршневого заэвтектического силумина за счет использования предварительной термоциклической осадки и рационального подбора режима деформации.

2. Увеличение суммарной степени пластической деформации независимо от ее вида (осадка, прессование) приводит к повышению прочностных и пластических характеристик поршневых заэвтектических силуминов ($\sigma_в$, δ).

Библиографический список

1. Федюкин В.К. Термоциклическая обработка металлов и деталей машин/ В.К. Федюкин, М.Е. Смагоринский – Л.: Машиностроение. Ленингр. отд-ние, 1989.– 255 с.

2. Прудников А.Н. Комплексное воздействие отжигов и термоциклической ковки на структуру и свойства заэвтектических силуминов // Деформация и разрушение материалов.– 2014.– № 2.– С.14 - 20.

3. Патент 2130084 РФ Способ термоциклической обработки чугуна / В.К. Афанасьев, М.В. Чибряков, А.Н. Прудников, М.К. Сарлин – Заявл. 07.07.1998. Опубл. 10.05.1999. – Б.И. № 13. – С. 455.

4. Прудников А.Н. Структурно-технологические основы разработки прецизионных силуминов с регламентированным содержанием водорода / Автореферат диссертации на соискание ученой степени доктора технических наук: 05.16.09 / НГТУ, Новосибирск, 2013. – 40 с.

5. Прудников А.Н. Структура и свойства жаропрочного силуминового поршня // Изв. ВУЗов. Черная металлургия.– 2009.– № 8.– 28-30.

6. Прудников А.Н. Оценка воздействия термоциклической деформации и последующей термической обработки на электрофизические свойства низкоуглеродистой стали / А.Н. Прудников, М.В. Попова, В.А. Прудников// Актуальные проблемы в машиностроении: Сб. материалов II Международной научно-практич. конф.– Новосибирск: изд-во НГТУ, 2015.– С. 396-400.

7. Афанасьев В.К. Влияние термоциклической деформации и отжига на структуру и удельное сопротивление стали марки СтЗпс / В.К. Афанасьев, А.Н. Прудников, М.В. Попова, В.А. Прудников// Актуальные проблемы в машиностроении: Сб. материалов 1 Международной научно-практич. конф.– Новосибирск: изд-во НГТУ, 2014.– С. 431-434.

8. Прудников А.Н. Поршневые деформируемые заэвтектические силумины // Технология металлов.– 2014.– № 2.– С. 8 - 11.

9. Прудников А.Н. Исследование комплексного модифицирования заэвтектических силуминов с содержанием кремния 20…30 % фосфидами и оксидами некоторых металлов // Изв. ВУЗов. Цветная металлургия.– 1995.– № 2.–С. 38-41.

10. Афанасьев В.К. Оценка пластичности и сопротивления деформации заэвтектического поршневого силумина // В.К. Афанасьев, А.Н. Прудников, В.Н. Перетятько // Изв. ВУЗов. Цветная металлургия.– 2003.– № 2.– С. 23-25.

УДК 621.771.013/.014:621.88

АНАЛИЗ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ ДЮБЕЛЕЙ СПОСОБОМ ПОПЕРЕЧНО-КЛИНОВОЙ ПРОКАТКИ

Бирюков М.А.[1,2], Песин А.М.[2], Чукин М.В.[2], Бирюков А.В.[3]

[1]ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат»,
[2]Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова,
[3]ОАО «Магнитогорский метизно-металлургический завод «ММК-Метиз»,
г. Магнитогорск, Россия,
bigmax174@gmail.com, pesin@bk.ru, eastoffice@mail.ru

Аннотация: *Приведены результаты математического моделирования методом конечных элементов в программном комплексе «DEFORM 3D» процесса получения дюбелей способом ПКП. Подтверждена адекватность разработанных моделей. Найдены рациональные параметры инструмента для производства дюбелей с рифленой поверхностью стержня.*

Ключевые слова: *Дюбель – гвоздь, поперечно-клиновая прокатка, программный комплекс «DEFORM 3D», моделирование, адекватность модели.*

THE ANALYSIS OF STRESS-STRAIN STATE IN THE PRODUCTION OF DOWELS BY CROSS-WEDGE ROLLING

Biryukov M.A.[1,2], Pesin A.M.[2], Chukin M.V.[2], Biryukov A.V.[3]

[1]Open Join Stock Company «MMK»,
[2]Nosov Magnitogorsk State Technical University,
[3]Open Join Stock Company «Magnitogorsk Hardware-Metallurgical factory «MMK-Hardware»,
Magnitogorsk, Russia
bigmax174@gmail.com, pesin@bk.ru, eastoffice@mail.ru

Abstract: *The results of mathematical modeling by the finite element method in the program package «DEFORM 3D» is presented, it shows the process of production of dowel-nails by the cross-wedge rolling. The adequacy of the model was confirmed. Rational parameters of the instrument for production dowels with corrugated surface of the rod were found.*

Key words: *Dowel – nail, cross-wedge rolling, software package «DEFORM 3D», modeling, the adequacy of the model.*

Самым распространенным видом метизной продукции, используемым для динамично развивающейся строительной отрасли, является дюбель-гвоздь, обеспечивающий быстрый монтаж изделий и конструкций. Сегодня на российском рынке дюбельной продукции присутствуют представители Китая, Германии, Тайваня, Америки. Наиболее развито производство дюбельной техники в Европе: «FISCHER» (Германия) и «HILTI» (Лихтенштейн), «TOX» (Германия), «KEW» (Германия). Актуальной проблемой отечественной метизной промышленности является снижение себестоимости, повышение качества крепежных изделий, и самое главное – освоение новых прогрессивных видов изделий с целью импортозамещения и освоения новых рынков сбыта.

Производство дюбелей в мире осуществляется двумя способами [1]:

1) Механической обработкой: фрезерование и токарная обработка. Недостатками механических способов изготовления дюбелей являются малая производительность (для окончательной обработки острия дюбеля используется специализированное оборудование), большой состав оборудования, что влечет за собой трудоемкость процесса изготовления изделия и требует больших энергетических затрат, большая вероятность получения брака из-за неправильной эксплуатации оборудования (например, нарушение регламента замены отрезных ножей).

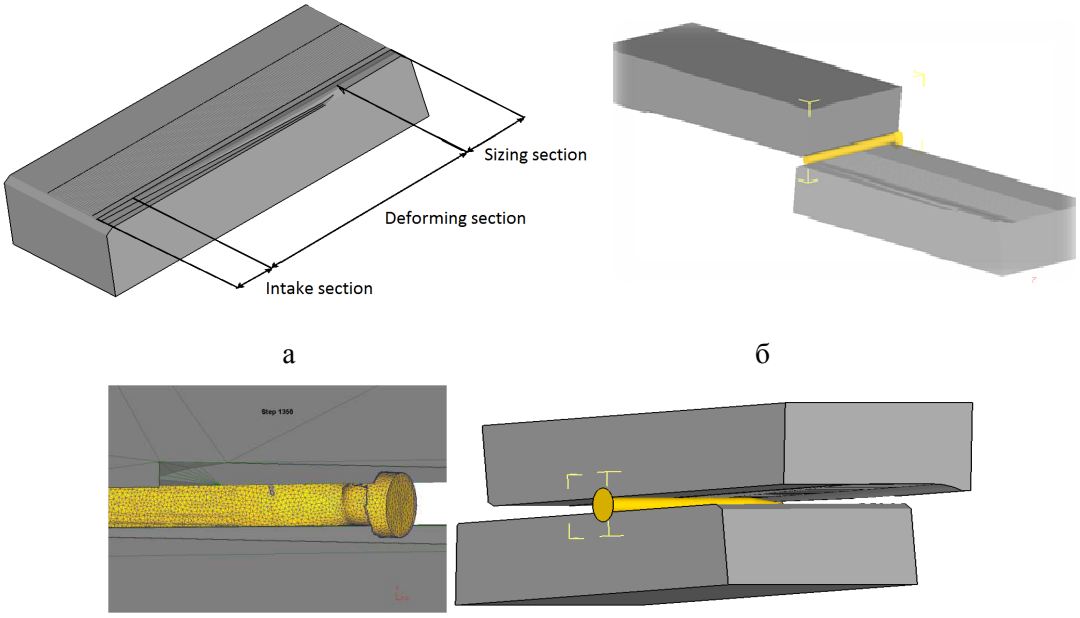
2) Пластическим формоизменением: ротационная ковка, штамповка с обкаткой, объемная штамповка, винтовая прокатка и поперечно-клиновая прокатка. Данные процессы, в отличие от механических способов, высокопроизводительны и ресурсосберегающие.

Для производства дюбелей на ОАО «ММК-Метиз» применяется наиболее рациональный и производительный процесс поперечно-клиновой прокатки плитами на автомате – комбайне А1918 (К25), который также осуществляет предварительную штамповку шляпки дюбеля и редуцирование стержня.

Поперечно – клиновая прокатка относится к объемным задачам обработки металлов давлением. Трудность теоретического описания такого процесса заключается в том, что очаг деформации непрерывно, во-первых, вращается вокруг оси заготовки, а во-вторых – перемещается вдоль этой оси. Напряженно-деформированное состояние при таком процессе характеризуются значительной неоднородностью, а экстремальные сочетания напряжений и деформаций могут сопровождаться существенным ухудшением пластических свойств металла. Еще одной ключевой особенностью процесса поперечно-клиновой прокатки является высокая неравномерность конечной деформации по длине острия дюбеля. При этом конечным деформациям, достигающим почти 100 %, подвергаются небольшие зоны деформируемой заготовки, и деформация происходит без разрушения.

Сегодня происходит активное внедрение информационных технологий при исследовании и разработке новых технологических процессов. И одним из наиболее значимых научных средств, задачей которого развития и совершенствования техники, является моделирование. С использованием программных комплексов «AutoCAD», «DEFORM 3D» была создана модель (рисунок 1) процесса поперечно – клиновой прокатки редуцированной цилиндрической заготовки диаметром 4,5 мм плитами, длиной стержня 60 мм из стали марки AISI-1070 (аналог стали 70), начальный предел текучести которой составляет 750 МПа. Скорость инструмента задается в соответствии с производительностью автомата А1918 и соответствует 180 мм/сек. Количество элементов в сетке задается от 100 до 150 тысяч. Стоит отметить, что сведения об использовании «DEFORM 3D» для изучения и анализа закономерностей процесса поперечно-клиновой прокатки при производстве дюбелей в технической литературе отсутствуют.

Исходная заготовка подается на заборную зону неподвижного инструмента (рисунок 1 а, б). Движущейся (верхней) плашке сообщается поступательное движение со скоростью, соответствующей заранее рассчитанной производительности. Заходные части инструментов внедряются в заготовку с диаметрально противоположных сторон, вызывают ее вращение. В результате на деформирующем участке производится постепенное профилирование заготовки инструментом (рисунок 1, в). На заключительной стадии, на стыке деформирующей и калибрующей зон, осуществляется обрыв обсечки и дальнейшее калибрование острия изделия. Исследовано напряженно-деформированное состояние по всему объему заготовки.



а б

в

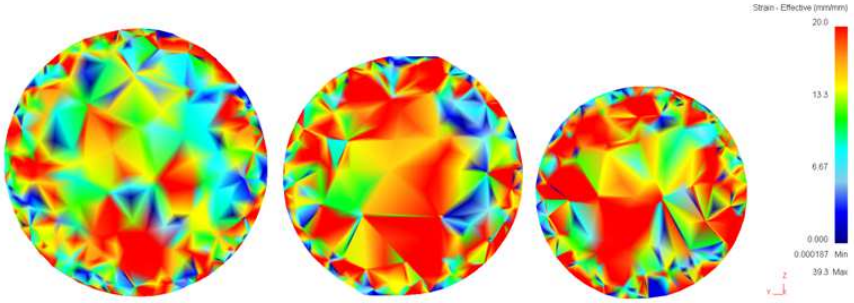
Рисунок 1 – Моделирование процесса поперечно-клиновой прокатки в программном комплексе «DEFORM 3D»

При моделировании были приняты следующие допущения:

– Схема напряжённо-деформированного состояния – трёхмерная;

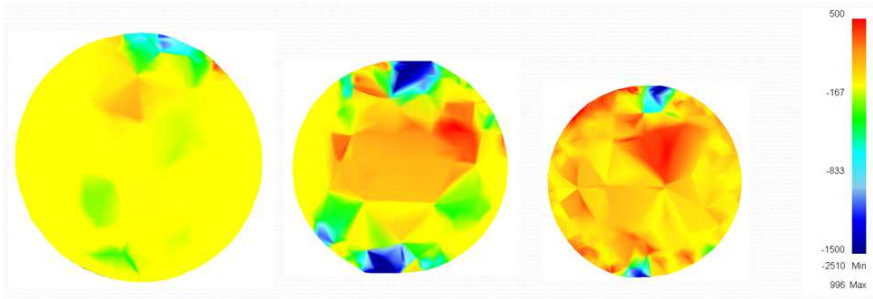
– Процесс является изотермическим (комнатная температура);
– Инструмент несжимаемый (абсолютно жёсткий);
– Деформируемая среда – жесткопластическая;
– Деформируемый материал – однородный и изотропный во всём объёме;
– Условие трения на контакте металла с инструментом определяется законом Кулона;
– Коэффициент трения в очаге деформации постоянный, процесс осуществляется без использования смазывающей жидкости (в производственных условиях применяется масло индустриальное И-20А или И-40А по ГОСТ 20799 [1]).

На рисунках 2, 3 представлены некоторые результаты расчета параметров напряженно-деформированного состояния. На этих распределениях последовательно (позиции А, Б, В) показаны поперечные сечения накатываемого дюбеля по длине очага деформации в соответствии со схемой, представленной на рисунке 4. У каждого рисунка (позиция Г) представлена численная шкала, позволяющая определить конкретные величины параметра в различных точках поперечного сечения профиля.



А Б В Г

Рисунок 2 – Интенсивности скоростей деформации в поперечных сечениях накатываемого дюбеля по длине очага деформации при формировании баллистического острия способом поперечно-клиновой прокатки



А Б В Г

Рисунок 3 – Нормальные напряжения в поперечных сечениях накатываемого дюбеля по длине очага деформации в направлении продольной оси при формировании баллистического острия способом поперечно-клиновой прокатки

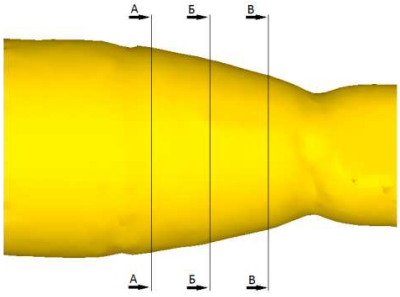


Рисунок 4 – Схема полученных поперечных сечений накатываемого дюбеля по длине очага деформации

Исследование напряженно-деформированного состояния и проведение опытно-промышленного эксперимента позволили подобрать рациональные параметры инструмента для производства дюбелей с рифленой поверхностью стержня. Подана заявка на полезную модель (№ 2015129882). Изготовление инструмента по данному техническому решению относительно существующего аналога [2] практически (на 99,7 % с учетом проведенных экспериментов) исключает искажение формы острия дюбеля, и снижает вероятность преждевременного обрыва обсечки при утонении деформирующей поверхности.

На рисунке 5 представлено изменение усилия на накатываемом изделии при поперечно-клиновой прокатке в направлении вертикальной оси по длине деформирующей зоны.

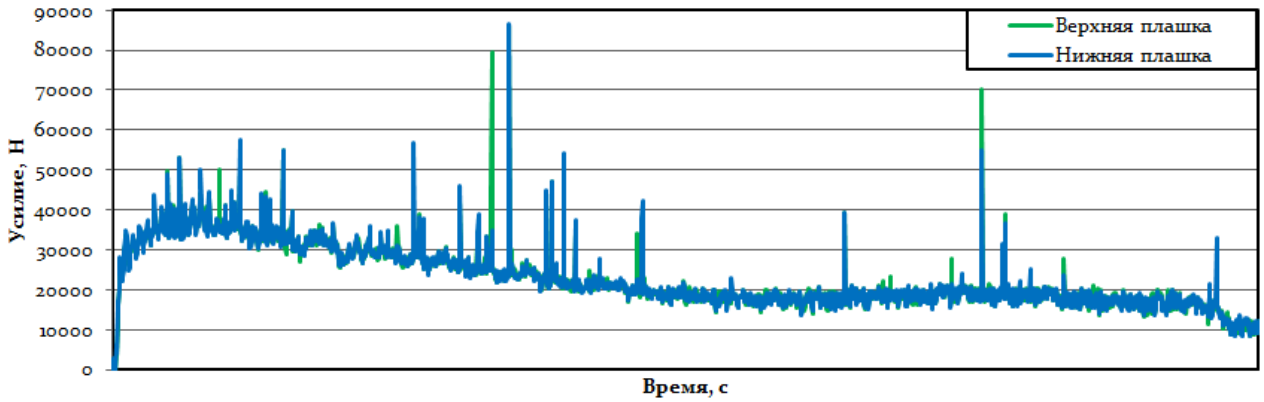


Рисунок 5 – Изменение усилия на накатываемом изделии при поперечно-клиновой прокатке в направлении вертикальной оси по длине деформирующей зоны

Характер изменения усилий от времени на обеих плашках выражен одинаково, о чем свидетельствует представленное распределение усилия. Наложение усилий, полученных на плашках, говорит о равномерности процесса острения заготовки. Также видна тенденция к снижению усилий, что говорит о перераспределении элементов сетки в обсечку и постепенном равномерном уменьшении диаметра изделия в очаге деформации. Среднее значение для обеих плашек составило 22,8 кН.

Таким образом, математическое моделирование позволило подобрать рациональные параметры инструмента для поперечно-клиновой прокатки, что позволило повысить качество острия дюбеля, модернизировать существующее оборудование для выпуска дюбелей с гладкой поверхностью (тип «CN»). Проведены опытно-промышленные эксперименты, подтверждающие адекватность математической модели. Также рассматривается возможность применения инструмента «ролик – сегмент» с целью увеличения процесса накатки дюбелей, а также производства распорного дюбеля. Всего подано 4 заявки на патенты РФ [3 – 6].

Библиографический список

1. В.П. Манин, С.В. Пыхтунова. Совершенствование процесса холодной поперечно-клиновой прокатки / Монография. Магнитогорск: ГОУ ВПО «МГТУ», 2007. 103 с.

2. Пат. 1337177 СССР, МПК B21H 1/18. Способ поперечно-клиновой прокатки участков заострения дюбелей / Никифоров Б.А., Г.В. Бухиник, В.П. Манин, Я.С. Короткин, В.В. Поварич, С.М. Петрик, Е.С. Минеев, Б.М. Ригмант. Опубл. 15.09.1987. Бюл. № 34.

3. Заявка на полезную модель № 2015129882. Инструмент для поперечно-клиновой прокатки / Песин А.М, Чукин М.В., Картунов А.Д., Бакшинов В.А., Бирюков М.А., Бирюков А.В. Дата подачи заявки: 20.07.2015.

4. Заявка на полезную модель № 2015129964. Инструмент для поперечно-клиновой прокатки / Песин А.М, Чукин М.В., Картунов А.Д., Бакшинов В.А., Бирюков М.А., Бирюков А.В. Дата подачи заявки: 20.07.2015.

5. Заявка на полезную модель № 2015129966. Инструмент для прокатки изделия на ролике-сегменте / Песин А.М, Чукин М.В., Картунов А.Д., Бакшинов В.А., Бирюков М.А., Бирюков А.В. Дата подачи заявки: 20.07.2015/

6. Заявка на полезную модель № 2015129970. Распорный дюбель / Песин А.М, Чукин М.В., Картунов А.Д., Бакшинов В.А., Бирюков М.А., Бирюков А.В. Дата подачи заявки: 20.07.2015.

УДК 621.778.1-426

ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ КОМБИНИРОВАНИЯ РАЗЛИЧНЫХ СХЕМ ДЕФОРМАЦИИ ДЛЯ КОНСТРУИРОВАНИЯ МЕТОДОВ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩИХ ИЗМЕЛЬЧЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРНЫХ СОСТАВЛЯЮЩИХ УГЛЕРОДИСТОЙ ПРОВОЛОКИ*

Чукин М.В., Полякова М.А., Емалеева Д.Г., Гулин А.Е.

Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова,
г. Магнитогорск, Россия,
m.chukin@mail.ru, m.polyakova-64@mail.ru,
emaleevadg@mail.ru, walter_chel@mail.ru

Аннотация: *Проведен анализ существующих методов измельчения микроструктуры металлов. На основании анализа схем пластической деформации обоснована возможность конструирования новых методов. Для углеродистой проволоки в качестве базовой операции выбрано волочение. Предложено использование дополнительной деформации изгибом и кручением. Доказана эффективность использования различных схем деформации для измельчения микроструктуры на примере проволоки из углеродистой стали.*

Ключевые слова: *Деформация, углеродистая проволока, волочение, изгиб, кручение, микроструктура, измельчение.*

INVESTIGATION THE POSSIBILITY OF DIFFERENT DEFORMATION SCHEMES COMBINATION FOR DESIGNINIG METHODS ENSURING CARBON WIRE MICROSTRUCTURE BREAKAGE

Chukin M.V., Polyakova M.A., Emaleeva D.G., Gulin A.E.

Nosov Magnitogorsk State Technical University
Magnitogorsk, Russia
m.chukin@mail.ru, m.polyakova-64@mail.ru,
emaleevadg@mail.ru, walter_chel@mail.ru

Abstract: *Existing methods for metal microstructure breaking are analysed. Based on the deformation schemes analysis the possibility of new methods construction is proved. Drawing is chosen as a basic operation for carbon wire. It is proposed to use additional deformation by bending and twisting. The effectiveness of different deformation schemes applying for microstructure breaking is proved on the example of carbon steel wire.*

Key words: *Deformation, carbon wire, drawing, bending, twisting, microstructure, breaking*

Целью любого производства является реализация технологического процесса, в котором происходят многократные преобразования исходного материала в готовый продукт. Эти преобразования осуществляются в результате реализации операций. Поэтому любой технологический процесс можно представить как техническую систему, элементами структуры которой являются операции [1]. Задача повышения эффективности технологического процесса часто может быть решена возможностью управления взаимодействием «инструмент – изделие», т.е. за счет конструирования системы с другим функциональным центром. От качества управления потоком энергии на конечном этапе зависит качество технологической операции в целом, и, следовательно, ее эффективность. Особенно это проявляется при совмещении операций, которое в целом упрощает структуру системы, но усложняет анализ связей в системе и процесс управления энергетическими потоками. Следует отметить, что совмещение операций происходит наиболее простым способом, когда для реализации каждой операции

* Работа выполнена в соответствии с госзаданием Министерства образования и науки Российской Федерации Магнитогорскому государственному техническому университету им. Г.И. Носова 11.1525.2014 «Разработка технологии получения высокопрочных длинномерных профилей из материалов с ультрамелкозернистой структурой в условиях комбинирования процессов интенсивного пластического деформирования».

требуется энергетический поток одной физической природы и одного качества. Поэтому при конструировании технологии необходимо путем анализа подбирать операции, реализующиеся тождественными энергетическими потоками. Как правило, это трудная задача. Особенно при производстве и обработке традиционных изделий [2].

В последнее время одним из направлений развития технологий является разработка таких технологических процессов и приемов, которые в конечном счете обеспечивают высокие механические свойства металлов и сплавов. Такими методами являются прежде всего методы интенсивной пластической деформации (ИПД), обеспечивающие формирование ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры в металлах и сплавах [3 – 5 и др.]. Как известно, любая пластическая деформация может оказывать существенное влияние на микроструктуру и свойства материалов. Например, при интенсивной прокатке или протяжке происходят измельчение микроструктуры и формирование ячеек, субзерен и фрагментов, что может привести к определенному повышению их прочностных характеристик. Однако материалы, подвергнутые деформации этими традиционными методами, обычно обладают пониженной пластичностью, которая является одной из фундаментальных характеристик, необходимых для разработки новых конструкционных материалов.

Одним из существенных недостатков методов ИПД является ограниченный размер обрабатываемых заготовок. Это в значительной степени сужает область их практического применения, а также затрудняет разработку промышленных технологий с использованием методов ИПД. Поэтому одной из актуальных задач является разработка таких методов обработки, которые с одной стороны обеспечивали измельчение микроструктурных составляющих металлов и сплавов, обеспечивая тем самым их высокие механические свойства, с другой – позволяли обрабатывать длинномерные заготовки на скоростях, сопоставимых со скоростями промышленных методов обработки металлов давлением, прежде всего прокатки и волочения.

В качестве объекта исследований была выбрана высокоуглеродистая проволока, поскольку она является востребованным видом метизной продукции, и измельчение микроструктуры, несомненно, приведет к повышению комплекса ее механических свойств. Поскольку основной формообразующей операцией при производстве проволоки является волочение, то в качестве базовой для разработки новых методов деформационного измельчения микроструктуры была выбрана операция волочения.

Как известно, схема главных деформаций при волочении характеризуется одной деформацией удлинения и двумя укорочения – радиальной и окружной. Максимальной главной является продольная деформация (рисунок 1).

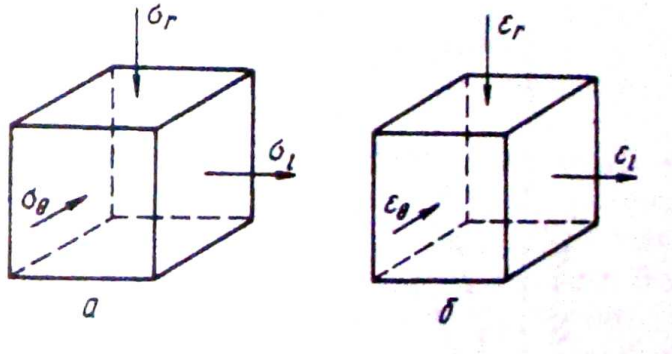


Рисунок 1 – Схема главных напряжений (а) и главных деформаций (б) при волочении

Для измельчения микроструктуры в обрабатываемом материале на существующие при волочении напряжения необходимо наложить такие напряжения, которые обеспечили бы получение напряжений сдвига. Одним из таких видов деформации является деформация изгиба (рисунок 2).

На основе такого совмещения был разработан метод равноканальной угловой протяжки (РКУ протяжка) [6]. В ходе РКУ протяжки углеродистая проволока многократно протягивается через сборную волоку специального профиля (рисунок 3). С целью обеспечения высокой эффективности и технологической стабильности РКУ протяжка реализуется при неполном заполнении инструмента проволокой, которая в процессе обработки сохраняет неизменной площадь поперечного сечения. Непрерывность процесса достигается посредством последовательной установки на волочильном стане технологического инструмента специальной конструкции и сочетанием процесса с традиционным способом волочения проволоки.

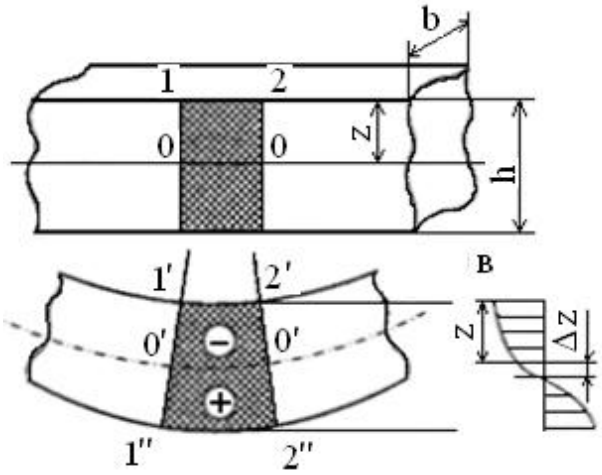
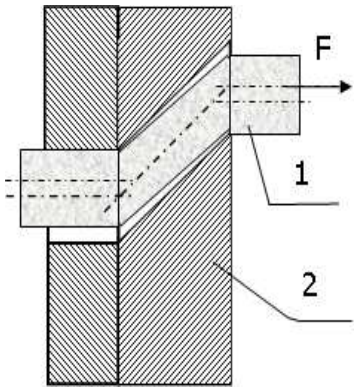


Рисунок 2 – Схема изгиба бруса с прямоугольным сечением



1 – обрабатываемая проволока; 2 – технологический инструмент

Рисунок 3 – Принципиальная схема процесса РКУ протяжки

Принципиальным отличием РКУ протяжки от большинства существующих деформационных способов измельчения микроструктуры объемных материалов является возможность использования процесса в условиях поточного производства на действующем промышленном оборудовании. Одним из возможных способов обеспечения непрерывности обработки является установка на волочильном стане необходимого количества комплектов технологического инструмента специальной конструкции и сочетание процесса многократной РКУ протяжки с традиционным волочением [7]. Одним из недостатков данного метода является ограниченный диапазон диаметров обрабатываемой углеродистой проволоки, а также возможность измельчения микроструктуры только в ее поверхностном слое [8]. С этой точки зрения РКУ протяжку целесообразно применять для низко- и среднеуглеродистых марок стали.

Для устранения данного недостатка была рассмотрена возможность интенсификации напряженно-деформированного состояния проволоки за счет дополнительного наложения деформации кручением. После закручивания бруса круглого сечения поперечные линии, нанесенные на его поверхности, остаются плоскими, а диаметры сечений и расстояния между ними не изменяются (рисунок 4). При этом прямоугольная сетка превратится в сетку, состоящую из параллелограммов, что свидетельствует о наличии касательных напряжений в поперечных сечениях бруса, а по закону парности касательных напряжений – и в продольных его сечениях, то есть напряженное состояние в точках скручиваемого стержня представляет собой чистый сдвиг.

Данный подход был реализован при разработке метода, основанного на одновременном наложении на непрерывно движущуюся проволоку деформации растяжения волочением, деформации изгиба при прохождении через систему роликов и деформации кручением (система роликов объединена в приводной блок с возможностью вращения) (рисунок 5) [9].

Основными технологическими параметрами разработанного процесса, влияющими на процесс измельчения микроструктуры и механические свойства проволоки, являются величина обжатия в волоках и количество оборотов скручивания.

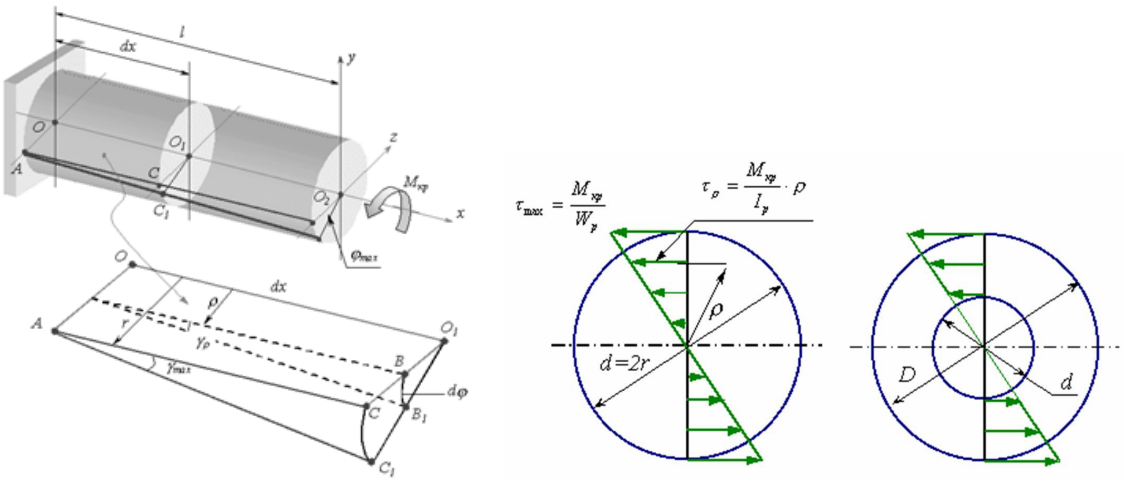
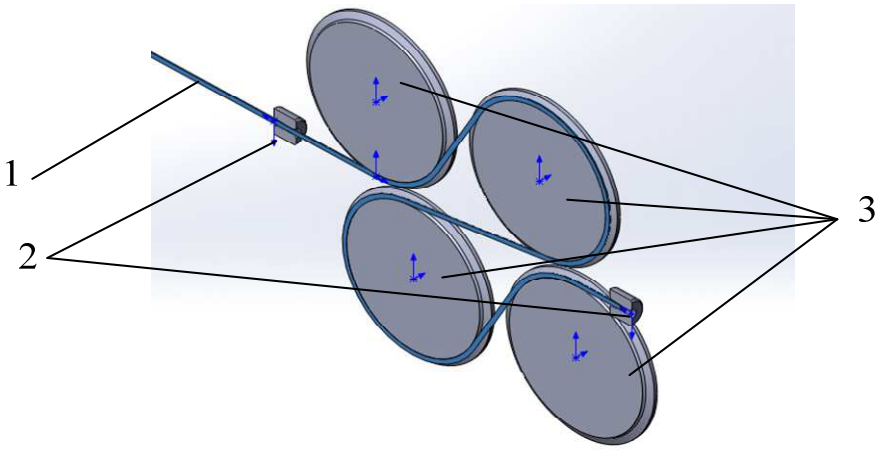


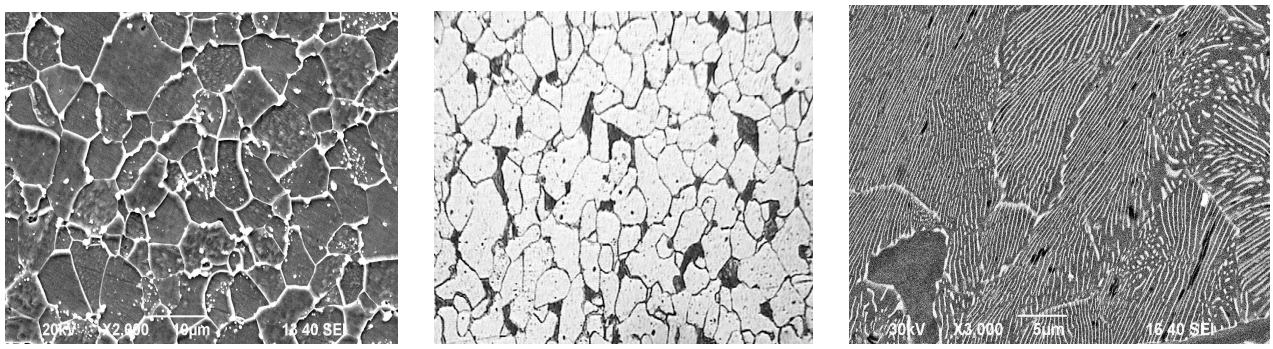
Рисунок 4 – Схема скручивания стержня



1 – проволока; 2 – волоки; 3 – система роликов

Рисунок 5 – Принципиальная схема деформационного метода измельчения микроструктурных составляющих проволоки с использованием различных видов деформации

Для оценки эффективности измельчения микроструктурных составляющих углеродистой проволоки в ходе разработанных методов был проведен комплекс металлографических исследований. В качестве объекта исследований была выбрана проволока из углеродистых сталей с различным содержанием углерода: Сталь 3, Сталь 10 и Сталь 75. Выбор данных марок стали обусловлен их использованием для производства проволоки широкого назначения. В исходном состоянии микроструктура соответствует характерной структуре углеродистой стали с соответствующим содержанием углерода (рисунок 6).

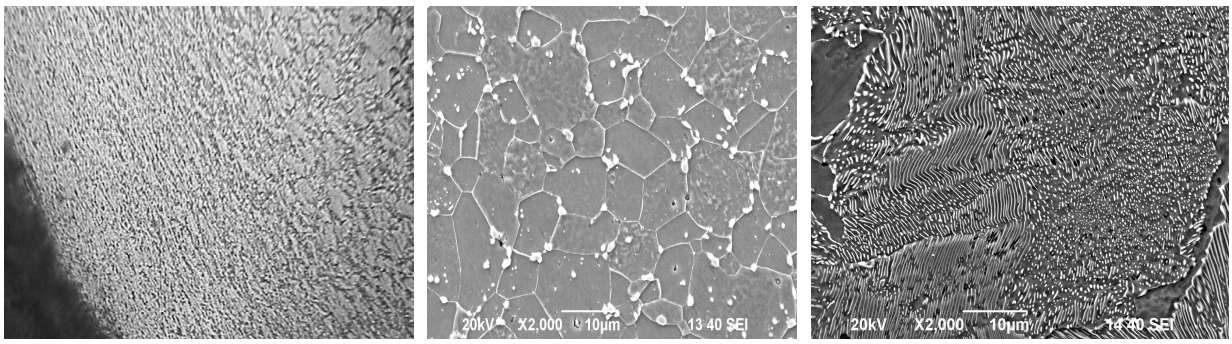


а б в

а – Сталь 3; б – Сталь 10; в – Сталь 75

Рисунок 6 – Микроструктура углеродистой стали с различным содержанием углерода в исходном состоянии

Микроструктура проволоки после обработки разработанными методами деформационного измельчения микроструктуры представлены на рисунке 7.



а б в

а – РКУ протяжка, Сталь 10, 7 проходов РКУ протяжки, ×200; б – непрерывный метод волочением с кручением и изгибом, Сталь 3, суммарное обжатие 26,04 % + изгиб + кручение 190 об./мин; в – непрерывный метод волочением с кручением и изгибом, Сталь 75, суммарное обжатие 26,04 % + изгиб + кручение 260 об./мин

Рисунок 7 – Микроструктура углеродистой проволоки с различным содержанием углерода после различных методов деформационного измельчения микроструктуры

В результате исследований установлено, что совмещение различных схем деформации приводят к ее накоплению в ходе разработанных процессов и, как следствие, измельчению микроструктурных составляющих проволоки из различных марок углеродистой стали [10]. При этом следует отметить, что эффективность процесса измельчения исходной крупнозернистой структуры для каждого метода различная. Это обусловлено различной степенью интенсивности деформационного воздействия.

Преимуществом разработанных схем деформирования является возможность использования для их реализации имеющиеся в метизном производстве технические устройства, а, значит, можно рассмотреть возможность встраивания в действующие технологические линии по производству проволоки. При этом основными характерными особенностями данных методов является их высокая технологичность и возможность встраивания в действующие промышленные технологические процессы производства проволоки.

Библиографический список

1. Хубка В. Теория технических систем. М.: Мир, 1987. 208 с.

2. Бахматов Ю.Ф., Носков Е.П., Голубчик Э.М., Полякова М.А., Хайкин С.Н. Конструирование совмещенных процессов в метизном производстве. Москва, 1994. 92 с.

3. Панин В.Е., Панин А.В. Фундаментальная роль наномасштабного структурного уровня пластической деформации твердых тел // Металловедение и термическая обработка металлов. 2006. №. 12 (618). С. 5-10.

4. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. М: Металлургия, 1986. 224 с.

5. Кайбышев О.А., Утяшев Ф.З. Сверхпластичность, измельчение структуры и обработка труднодеформируемых сплавов. М.: Наука, 2002. 440 с.

6. Корчунов А.Г., Чукин М.В., Полякова М.А., Емалеева Д.Г. Принципы проектирования непрерывного способа получения стальной проволоки с ультрамелкозернистой структурой. Вестник МГТУ им. Г.И. Носова. № 1. 2011. С. 43 – 46.

7. Чукин М.В., Корчунов А.Г., Полякова М.А., Емалеева Д.Г., Голубчик Э.М. Применение метода деформационного наноструктурирования в технологических процессах производства проволоки. Технология машиностроения. 2013. № 4. С. 5 – 9.

8. Гун Г.С., Чукин М.В., Емалеева Д.Г. Исследование формирования субмикрокристаллической структуры поверхностного слоя стальной проволоки с целью повышения уровня ее механических свойств. Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2007. № 3. С. 84 – 86.

9. Полякова М.А., Гулин А.Е. Создание непрерывного метода деформационного наноструктурирования на основе совмещения операций. Журнал Сибирского федерального университета. Серия «Техника и технологии». Октябрь 2012 (том 5, номер 6). С. 624 – 630.

10. Чукин М.В., Полякова М.А., Емалеева Д.Г., Гулин А.Е. Применение методов формирования ультрадисперсной структуры при производстве высокопрочной сталемедной продукции. Сталь. 2014. № 4. С. 100 – 103.

УДК 669

РАЗРАБОТКА НОВОГО СОВМЕЩЕННОГО ПРОЦЕССА ТОЛСТОЛИСТОВОЙ ПРОКАТКИ И ШТАМПОВКИ

Песин А.М.[1], Дригун Э.М.[2], Гун Г.С.[1], Пустовойтов Д.О.[2], Песин И.А.[2]

[1]Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова,
[2]ООО «ЧерметИнформСистемы»,
г. Магнитогорск, Россия, pesin@bk.ru

Аннотация: *Разработан новый совмещенный процесс толстолистовой прокатки и штамповки для производства крупногабаритных деталей типа тел вращения (например, донной части вакууматора) с толщиной стенки до 40 мм и диаметром/шириной до 4000 мм. Новый способ позволяет получать такие детали на толстолистовом стане и отказаться от горячей штамповки.*

Ключевые слова: *Крупногабаритная деталь; совмещенный процесс; прокатка; штамповка; метод конечных элементов; математическое моделирование.*

A NEW COMBINED PROCESS OF PLATE ROLLING AND STAMPING

[1]Pesin A., [2]Drigun E., [1]Gun G., [1]Pustovoitov D., [1]Pesin I.

[1]Nosov Magnitogorsk State Technical University,
[2]ChermetInformSystemy,
Magnitogorsk, Russia, pesin@bk.ru

Abstract: *A new combined method of plate rolling and stamping for producing complex shaped thick-gage plate metal items of equipment with the wall thickness exceeding 40 mm and the diameter /width of up to 4000 mm was created.. The new method allows to reject of manufacturing such items of equipment include bodies of rotation (for example, the bottom part of degassing unit, etc.) by means of hot plate stamping.*

Key words: *large part, combined process, rolling, stamping, finite element method, mathematical modeling.*

В области металлургии и тяжелого машиностроения, которые относятся к наиболее энергоемким отраслям промышленности, особое место занимают технологии получения и обработки толстолистовых металлических изделий с толщиной стенки более 40 мм и диаметром до 4000 мм.

К таким изделиям относятся получаемые методом горячей штамповки крупногабаритные детали типа тел вращения (например, донная часть вакууматора), используемые в металлургической, нефтехимической, газовой и атомной промышленности для аппаратов, работающих под давлением, сосудов, емкостей и других промышленных установок.

Известные в настоящее время способы получения таких изделий, например, методом горячей штамповки, имеют ряд технологических проблем: значительная энергоемкость процессов, низкая производительность. Указанные проблемы снижают экономическую эффективность производства крупногабаритных изделий ответственного назначения.

В Магнитогорском государственном техническом университете им. Г.И. Носова разработан комплекс уникальных совмещенных процессов, позволяющий производить на толстолистовом стане крупногабаритные детали тел вращения [1 – 10].

Совмещенный процесс асимметричной прокатки и гибки позволяет получать такие детали с толщиной стенки 40 – 120 мм, шириной до 4200 мм и радиусом кривизны – до 5000 мм. Внедрение новой технологии на стане 4500 ОАО «ММК» обеспечило получение экономического эффекта более

1 миллиона долларов при производстве только двух кожухов конвертеров.

Настоящая работа направлена на разработку нового совмещенного процесса толстолистовой прокатки и штамповки, что требует его теоретического описания и создания эффективной технологии получения днищ различных крупногабаритных деталей на толстолистовом стане.

При производстве крупногабаритных изделий типа днищ следует учитывать возможности имеющегося оборудования. В некоторых случаях это является основным ограничивающим фактором, так как при разработке технологического процесса выбор того или иного способа получения заготовки возможен лишь при наличии очень мощного оборудования.

Уникальность приведенных разработок заключается в использовании мощного прокатного стана в качестве основного оборудования для производства толстолистовых заготовок и крупногабаритных деталей типа эллиптических днищ без использования специализированных прессов.

Коллективом исполнителей разработаны две новые принципиальные схемы совмещенного процесса толстолистовой прокатки и штамповки для производства крупногабаритных изделий типа тел вращения без использования прессового оборудования.

В основе процесса положен принцип прокатки пакета, состоящего из верхнего (пуансон), нижнего (матрица) оснований и расположенной между ними толстолистовой заготовки (рисунок 1).

Ключевым условием реализации процесса является выполнение условий захвата при горячей прокатке пакета (рисунок 2):

$$\Delta H_{\text{ïàê}} \le 2R(1-\cos\alpha), \tag{1}$$

$$\alpha = \text{arctg}(m), \tag{2}$$

где $\Delta H_{\text{ïàê}}$ – абсолютное обжатие пакета, мм;

m – показатель трения;

R – радиус валка, мм.

$$H_{\text{ïàê}} = h_{\text{ïóàíñ}} + h_{\text{çàã}} + h_{\text{ìàò}}, \tag{3}$$

где $h_{\text{ïóàíñ}}$ – высота пуансона, мм;

$h_{\text{çàã}}$ – толщина заготовки, мм;

$h_{\text{ìàò}}$ – высота матрицы, мм.

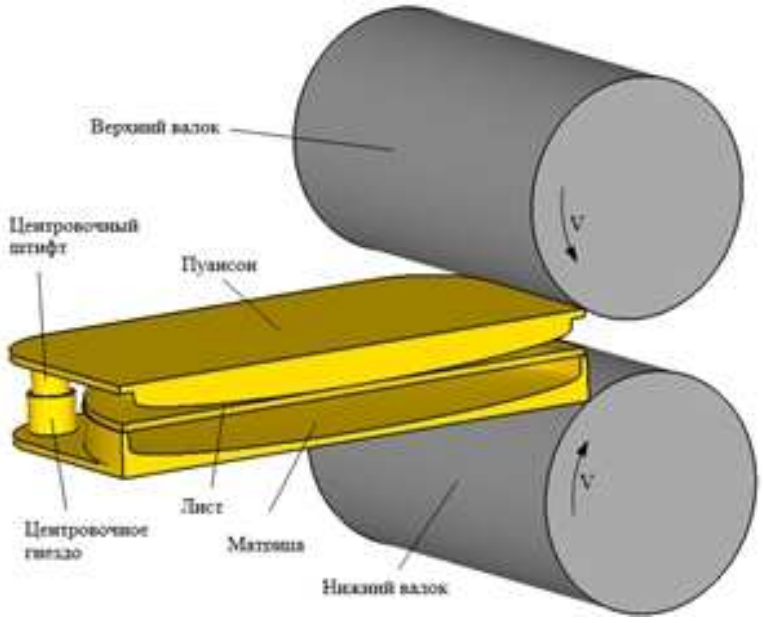


Рисунок 1 – Схема совмещенного процесса толстолистовой прокатки и штамповки (способ 1)

Разработан способ производства эллиптических поверхностей из листовой заготовки, который включает: 1) сборку пакета, состоящего из верхнего (пуансон) и нижнего (матрица) оснований и расположенной между ними листовой заготовки; 2) реверсивную прокатку пакета в приводных рабочих валках, при этом пакет размещают в предварительно разведенных валках таким образом, чтобы центр пакета располагался на линии, соединяющей оси валков (рисунок 3).

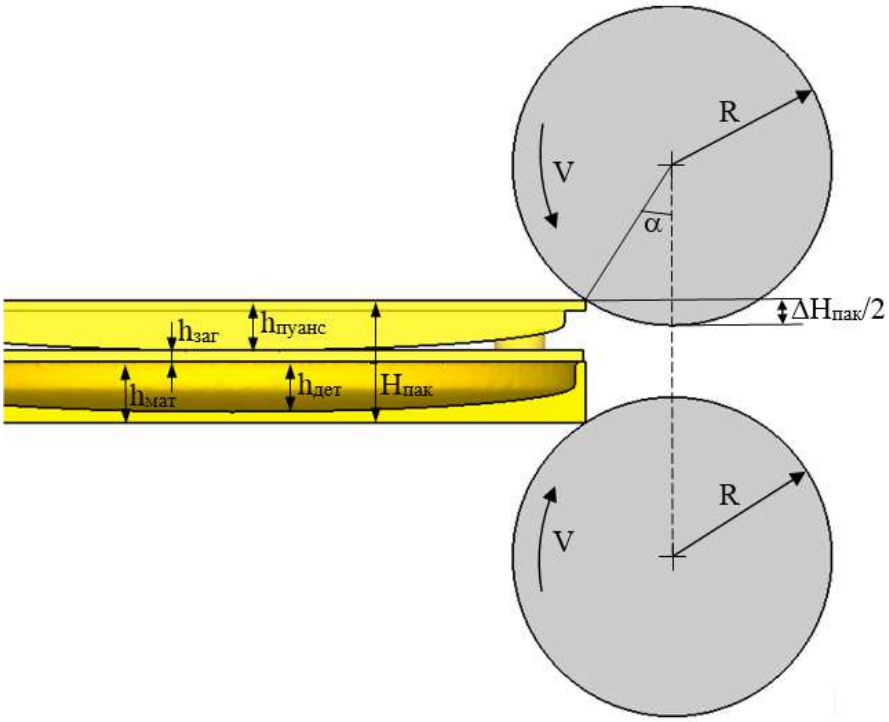


Рисунок 2 – Схема к определению условий реализации процесса

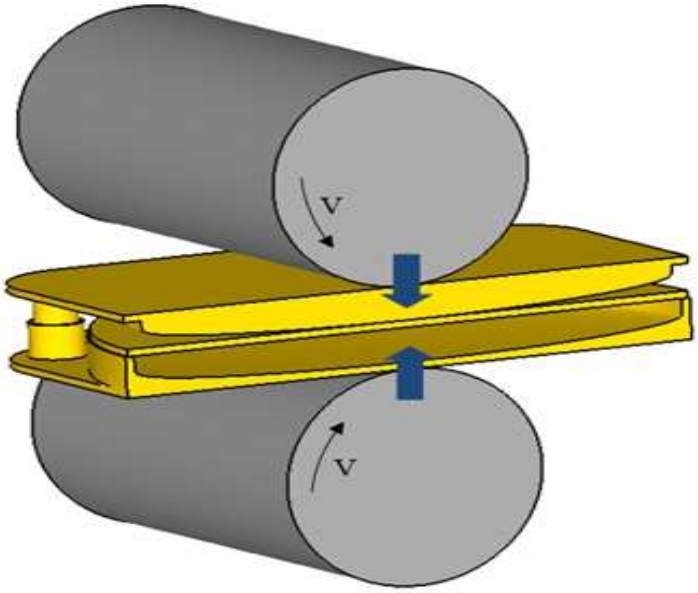


Рисунок 3 – Схема совмещенного процесса толстолистовой прокатки
и штамповки (способ 2)

С использованием представленной выше конечно-элементной модели выполнено численное исследование и расчет характеристик напряженно-деформированного состояния металла при совмещении процессов горячей прокатки и штамповки эллиптического днища. Диаметр исходной заготовки 2660 мм, толщина 40 мм, материал – сталь 09Г2С. Высота готового изделия 200 мм. Температура нагрева заготовки 900 ^{0}С. Скорость прокатки 1000 мм/сек. Показатель трения 0,7. Время транспортирования заготовки от печи к штампу 60 сек. Условия деформирования – неизотермические. Условия моделирования – симметричные в одной плоскости. Результаты расчета поля напряжений приведены на рисунке 4.

Следует отметить, уникальность толстолистового стана 4500 ОАО «ММК», на котором имеется возможность существенного перемещения нажимных механизмов. Это позволяет организовать производство крупногабаритных тел вращения на этом стане.

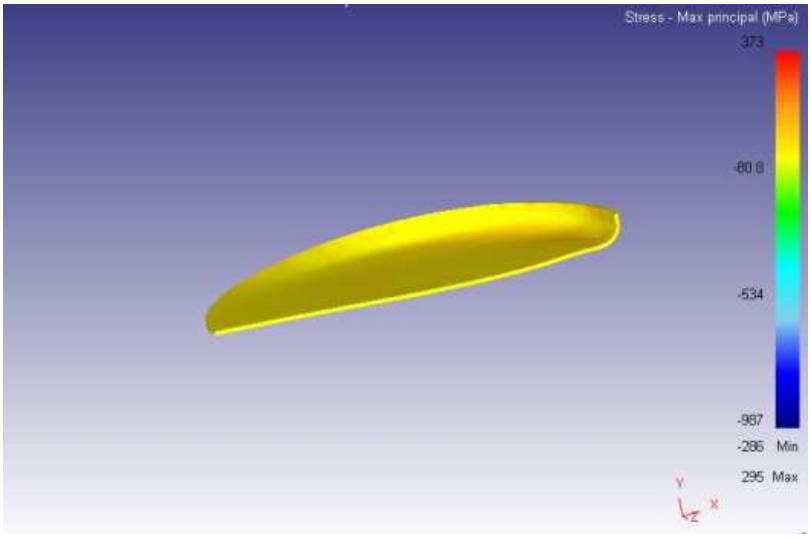


Рисунок 4 – Результат расчета поля напряжений

Итак, разработан новый совмещенный процесс толстолистовой прокатки и штамповки для производства крупногабаритных деталей типа тел вращения (например, донной части вакууматора) с толщиной стенки до 40 мм и диаметром/шириной до 4200 мм. Новый способ позволяет получать такие детали на толстолистовом стане и отказаться от горячей штамповки.

Библиографический список

1. Песин А.М. Моделирование и развитие процессов асимметричного деформирования для повышения эффективности листовой прокатки // Моделирование и развитие процессов ОМД. 2002. № 1. С. 107-113.

2. Pesin A.M. Practical results of modeling asymmetric rolling // Steel in Translation. 2003. Vol. 33. № 2. P. 46-49.

3. Модернизация технологии производства крупногабаритных тел вращения / Д.Н.Чикишев, А.М.Песин, В.М.Салганик, Э.М.Дригун // В сборнике: Материалы 63-й научно-технической конференции по итогам научно-исследовательских работ за 2003-2004 гг. Сборник докладов. 2004. – С. 7-10.

4. Развитие технологии совмещенного процесса прокатки и пластической гибки / А.М.Песин, Э.М. Дригун, Д.Н.Чикишев // В сборнике: Труды шестого конгресса прокатчиков, (Липецк, 18-21 октября, 2005 г.) [Б.м.], 2005. С. 76-81.

5. Pesin A.M. Scientific school of asymmetric rolling in Magnitogorsk / Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2013.№ 5 (45). С. 23-28.

6. Приложения теории пластичности к разработке и анализу технологических процессов / В.М.Салганик, А.М.Песин, Д.Н.Чикишев, Н.М.Локотунина, Д.О.Пустовойтов. - Магнитогорск: МГТУ им. Г.И.Носова, 2012. - 267 с.

7. Процессы асимметричной прокатки: теория и технологические решения / В.М.Салганик, А.М.Песин, Д.Н.Чикишев, Г.А.Бережная, Д.О.Пустовойтов. - Магнитогорск: МГТУ им. Г.И.Носова , 2013. – 128 с.

8. Развитие теории и технологии получения деталей крупногабаритных тел вращения / А.М.Песин, В.М.Салганик, Д.Н.Чикишев, Э.М.Дригун. - Магнитогорск: МГТУ им. Г.И.Носова , 2010. – 102 с.

9. Использование двух факторов асимметрии при толстолистовой прокатке / А.М.Песин, Х.Дыя, А.Кавалек, П.Сжинский, Д.О.Пустовойтов. - Вестник магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2013.№ 4 (44). с. 50-51.

10. Исследование влияния скоростной асимметрии на параметры различных процессов листовой прокатки / А.М.Песин, Х.Дыя, А.Кавалек, П.Сжинский, Д.О.Пустовойтов, А.В.Сатонин, А.С.Чуруканов. - Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2014.№ 1 (45). С. 86-91.

УДК 669.018.472:620.179.15

ВЛИЯНИЕ СТАБИЛИЗИРУЮЩЕЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА КОЭФФИЦИЕНТ ТЕРМИЧЕСКОГО РАСШИРЕНИЯ В ВЫСОКОПРОЧНЫХ УГЛЕРОДСОДЕРЖАЩИХ ИНВАРНЫХ СПЛАВАХ*

Чукин Д.М., Копцева Н.В., Ефимова Ю.Ю., Барышников М.П., Синицких А.С.

Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, г. Магнитогорск, Россия, kopceva1948@mail.ru

Анотация: *Представлены результаты исследований влияния стабилизирующей термической обработки на температурный коэффициент линейного расширения закаленных и состаренных высокопрочных инварных сплавов нового поколения на базе системы Fe-Ni-C с дополнительным легированием кобальтом, ванадием и молибденом.*

Ключевые слова*: высокопрочные инварные сплавы системы Fe-Ni-C; легирование кобальтом, ванадием и молибденом; стабилизирующая обработка; температурный коэффициент линейного расширения.*

EFFECT OF STABILIZING HEAT TREATMEN ON COEFICIENT OF TERMAL EXPANSION IN HIGH-STRENGTH CARBONCONTAINED INVAR ALLOYS

D.M. Chukin, N.V. Koptseva, J.J. Efimova, M. P. Baryshnikov, A. S. Sinitsky

Nosov Magnitogorsk Sate Technical University Russia, Magnitogorsk, kopceva1948@mail.ru

Abstract: *The results of the studies influence of stabilized heat treatment after quenching with aging on the coefficient of linear thermal expansion of new generation high strength Invar alloys based on Fe-Ni-C system with additional alloying with cobalt, vanadium and molybdenum are devoted.*

Key words*: high strength Invar alloys; Fe-Ni-C; alloying with cobalt, vanadium and molybdenum; coefficient of linear thermal expansion; stabilized heat treatment; coefficient of thermal expansion.*

Инварные сплавы активно применяются во многих областях техники и промышленности. Одной из специфических характеристик инварных сплавов, является аномально низкое значение температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР) ($\alpha < 3 \cdot 10^{-6}$ $К^{-1}$) в определенном интервале температур [1]. Вместе с тем современные тенденции в области точного машиностроения и приборостроения выставляют повышенные требования к их уровню прочности и твердости. Сплавы традиционных химических составов, преобладающая часть которых создана на основе системы Fe-Ni в области концентраций 30 – 40 % Ni, не обладают необходимыми значениями прочности даже после упрочняющих обработок [2].

В связи с этим в последнее время большое внимание уделяется созданию новых типов высокопрочных инварных сплавов с минимальными значениями ТКЛР [3 – 5]. Учеными ФГБОУ ВПО «МГТУ» совместно со специалистами ОАО «Мотовилихинские заводы» в настоящее время–проводится разработка промышленных технологий производства заготовок из инварных сплавов [6 – 8], ТКЛР должен находиться в пределах от $0{,}5 \cdot 10^{-6}$ до $3{,}0 \cdot 10^{-6}$ $К^{-1}$. В качестве основы приняты Fe-Ni композиции с добавками углерода и карбидообразующих элементов для дополнительного упрочнения. Такой химический состав способен обеспечить формирование мелкодисперсных упрочняющих фаз (карбидов). Введение атомов внедрения в кристаллическую решетку твердого раствора позволяет закрепить дислокации. При этом углерод, согласно имеющимся литературным данным, закрепляет дислокации при сравнительно низких температурах ~100 єС, а образование карбидов ванадия и молибдена при нагреве сплавов при температурах выше 600 єС должно приводить к их дальнейшему закреплению. Кобальт способствует уменьшению значений ТКЛР.

* Работа проведена в рамках реализации комплексного проекта по созданию высокотехнологичного производства, выполняемого с участием российского высшего учебного заведения (договор № 02.G25.31.0040); государственного задания Министерства образования и науки Российской Федерации № 11.1525.2014К).

Анализ результатов предшествующих исследований показал, что минимальное значение ТКЛР и наибольшее значение прочностных свойств обеспечивает закалка на пересыщенный твердый раствор с последующим старением [9 – 10]. При нагреве под закалку максимальное растворение карбидной фазы, присутствующей в микроструктуре в исходном состоянии, и, следовательно, максимальное насыщение твердого раствора углеродом и легирующими элементами наблюдается при нагреве до 1250 єС с охлаждением в воде, что позволяет зафиксировать максимальное количество легирующих элементов в твердом растворе. Последующее старение заключается в нагреве закаленных образцов до температур 650 – 700 єС с выдержкой в течение 1 ч, что обеспечивает распад пересыщенного твердого раствора.

Использование углеродсодержащих инварных сплавов в промышленности затрудняет размерная нестабильность этих материалов при нагреве до температур 20 – 150 °С. Поэтому особое значение представляет собой разработка специальных методов повышения стабильности этих материалов.

Целью настоящей работы является изучение влияния стабилизирующей термической обработки на температурный коэффициент линейного расширения высокопрочных сплавов инварного класса системы Fe-Ni-C, легированных кобальтом, ванадием и молибденом.

Эксперименты проводились на образцах инварных сплавов, химический состав которых приведен в таблице 1. Образцы были выплавлены в вакуумной индукционной печи и затем прокованы в прутки.

Таблица 1 – Химический состав прутков установочной партии

Маркировка сплава	Массовая доля элементов, %					
	Ni	C	V	Mo	Co	Fe
34НФМ	34,7	0,40	1,0	2,30	-	Ост.
32НФК	33,0	0,40	1,46	-	4,70	Ост.
32НФ	32,5	0,76	1,7	-	-	Ост.

Упрочняющая термическая обработка заключалась в закалке от температуры 1250 °С с охлаждением в воде и старении закаленных образцов при температуре 650 – 700 °С в зависимости от химического состава сплава с выдержкой в течение 1 ч и охлаждением на воздухе.

Отожженные при 650 ^{o}C закаленные образцы были подвергнуты стабилизирующей термической обработке. В литературных источниках для сохранения постоянных линейных размеров инварных сплавов рекомендуется специальная стабилизирующая обработка, включающая в себя нагрев до температуры выше верхнего порога эксплуатации и выдержке при этой температуре в течение определенного времени. В соответствии с техническим заданием интервал рабочих температур разрабатываемых сплавов составляет от -20 до +100 єС, поэтому для стабилизирующей обработки был выбран следующий режим: нагрев образцов до 150 єС, выдержка при этой температуре 1 ч, охлаждение с печью до 80 єС, выдержка при этой температуре 48 ч, охлаждение на воздухе.

Испытание ТКЛР выполнялось с помощью стандартного модуля Pocket Jaw исследовательского комплекса Gleeble 3500 в соответствии с ГОСТ 14080-78 и заключалось в нагреве до 150 ^{o}C со скорость 150 ^{o}C/ч, выдержке при этой температуре в течение 20 мин. и охлаждении образца до комнатной температуры. В качестве измерительного прибора использовался высокоточный дилатометр, входящий в комплектацию комплекса. Разрешение данного дилатометра составляет 0,4 мкм, что позволяет реализовать поставленные задачи по определению ТКЛР. Полученные данные анализировались при помощи стандартного программного пакета Origin®, встроенного в систему Gleeble 3500, который обладает математическими функциями для анализа данных.

Результаты изменения линейных размеров образца в зависимости от изменения температуры изображались в виде графика, по которому и определялся ТКЛР.

Результаты испытаний ТКЛР показали, что величина ТКЛР практически во всех случаях находилась в пределах требований технического задания т.е находилась в пределах $(0,5\text{-}3,0)\cdot10^{-6}$ $К^{-1}$. Однако при увеличении времени выдержки или повышении температуры при старении закаленных сплавов наблюдается изменение величины коэффициента α. В зависимости от температурно-временных режимов термической обработки α составляет:

– в сплаве 34НФМ – от 1,19 до $3,18\cdot10^{-6}$ $К^{-1}$;

– в сплаве 32НФК – от 1,1 до $-1,87\cdot10^{-6}$ $К^{-1}$;

– в сплаве 32НФ – от 1,63до $-0,45\cdot10^{-6}$ $К^{-1}$.

При повторении цикла испытаний на ТКЛР также наблюдалось аналогичное изменение коэффициента α, как если бы на образец оказывалось повторное термическое воздействие. Поэтому

можно предположить, что при изменении температурно-временных условий эксплуатации может проявиться нестабильность размеров изделий из сплавов указанных составов.

Для стабилизации линейных размеров термически упрочненных образцов исследуемых инварных сплавов была проведена стабилизирующая обарботка по указанному выше режиму: нагрев образцов до 150 єС, выдержка при этой температуре 1 ч, охлаждение с печью до 80 єС, выдержка при этой температуре 48 ч, охлаждение на воздухе.

Типичные дилатометрические кривые, показывающие изменение линейных размеров ΔL в зависимости от температуры при проведении испытаний по определению ТКЛР, представлены на рисунке 1.

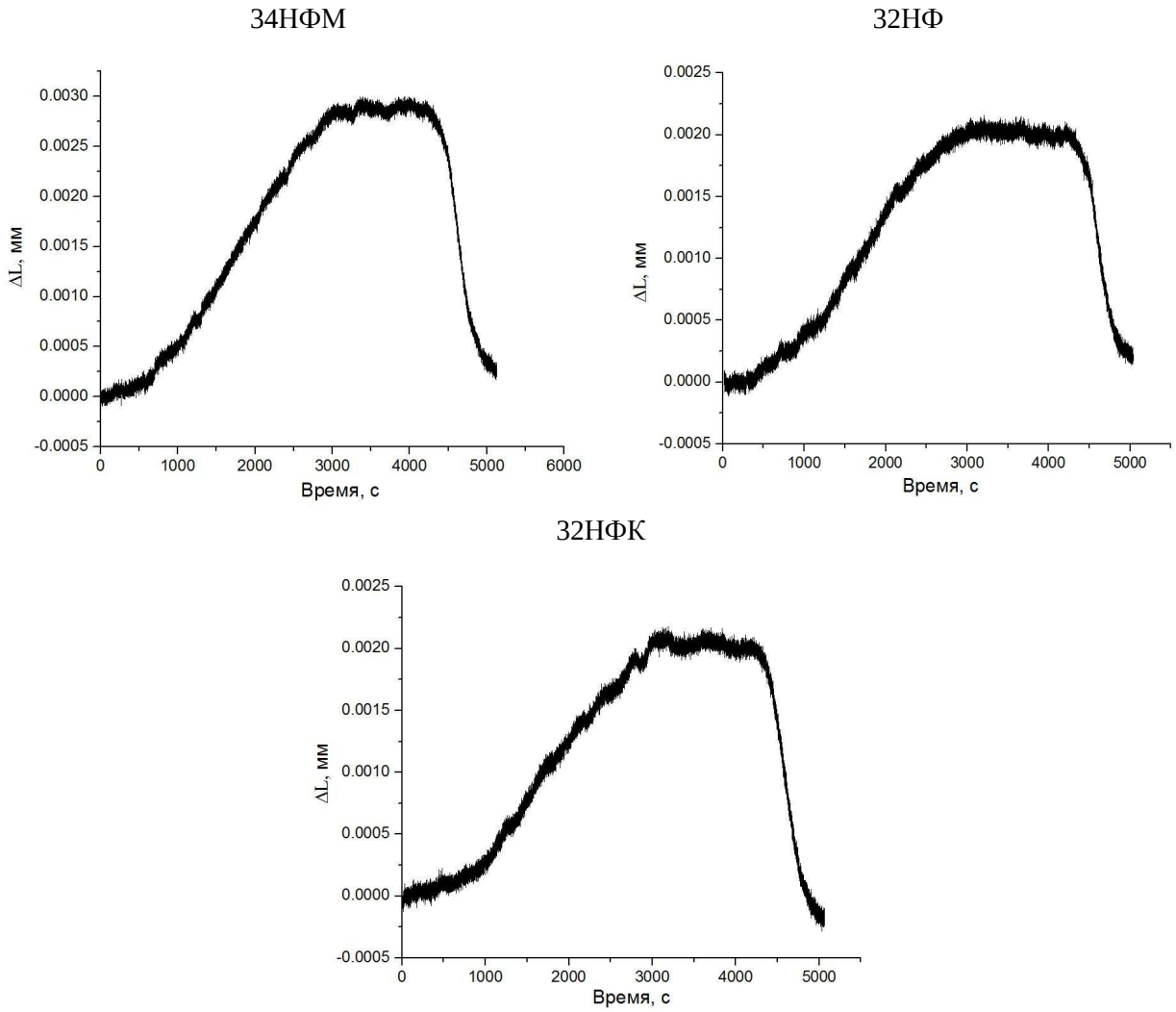


Рисунок 1 – Дилатометрические кривые испытания по определению ТКЛР после закалки, старения и стабилизирующей обработки сплава

Анализ результатов испытаний ТКЛР показал, что изменение линейных размеров находятся в пределах от 0,0015 до 0,003 мм, а величина коэффициента α в испытанных после стабилизирующей обработки образцах составила:

– в сплаве 34НФМ –(2,39-2,43)·10^{-6} $К^{-1}$;

– в сплаве 32НФК – (1,63-1,67)·10^{-6} $К^{-1}$.

– в сплаве 32НФ – (1,23-1,27)·10^{-6} $К^{-1}$.

Таким образом, после стабилизирующей обработки значения ТКЛР находятся в пределах, определяемых требованиям технического задания. Повторный нагрев до 150 єС в течение 1 ч незначительно изменяет значения ТКЛР – всего на (0,2-0,4)·10^{-6} $К^{-1}$, что подтверждает стабилизирующие действия предложенной обработки.

Заключение

Стабилизирующая обработка термически упрочненных образцов инварных сплавов, включающая в себя нагрев и выдержку при 150 °С в течение 1 ч и выдержку при 80 °С в течение 48 ч по-

зволяет стабилизировать линейные размеры высокопрочных сплавов системы Fe-Ni-C, легированных кобальтом, ванадием и молибденом. ТКЛР при этом остается минимально низким и составляет в зависимости от состава сплава от $1{,}23 \cdot 10^{-6}$ до $1{,}23\text{-}2{,}39 \cdot 10^{-6}$ K^{-1}.

Библиографический список

1. Прецизионные сплавы: Справочник; под ред. Б.В. Молотилова. М.: Металлургия, 1983. – 438 с.

2. Захаров А.И. Физика прецизионных сплавов с особыми тепловыми свойствами. М.: Металлургия, 1986. – 97 с.

3. Сагарадзе В.В., Старченко Е.И., Путин В.Г. Магнитное упорядочение и механические свойства аустенитных сплавов системы Fe-Ni. // Физика металлов и металловедение. 1986. Т. 62. № 6. С. 1144-1155.

4. Высокопрочные инварные сплавы / Родионов Ю.Л., Щербединский Г.В., Максимова О.П., Юдин Г.В.//Сталь. 2000. № 5. С. 76-80.

5. Seok Hong Min, Tae Kwon Ha. Effect of Al Addition on Microstructure and Physical Properties of Fe-36Ni Invar Alloy // World Academy of Science, Engineering and Technology International Journal of Chemical, Nuclear, Materials and Metallurgical Engineering. 2014. Vol. 8. N. 5. P. 355-358.

6. Разработка композиций многофункциональных сплавов инварного класса с расширенными эксплуатационными характеристиками. / Чукин М.В., Голубчик Э.М., Кузнецова А.С., Родионов Ю.Л., Кормс И.А., Бухвалов Н.Ю., Касаткин А.В., Подузов Д.П. // Вестник МГТУ им Г.И. Носова. 2013. № 3. С. 62-66.

7. Производство многофункциональных сплавов инварного класса с повышенными эксплуатационными свойствами./ Колокольцев В.М., Чукин М.В., Голубчик Э.М., Родионов Ю.Л., Бухвалов Н.Ю.// Металлургические процессы и оборудование. 2013. № 3 (33). С. 47-52.

8. Исследование физико-механических свойств и структуры высокопрочных многофункциональных сплавов инварного класса нового поколения. / Чукин М.В., Голубчик Э.М., Гун Г.С., Копцева Н.В., Ефимова Ю.Ю., Чукин Д.М., Матушкин А.Н. // Вестник МГТУ им Г.И. Носова. 2014. № 1. С. 43-47.

9. Особенности формирования комплекса физико-механических свойств в высокопрочных инварных сплавах. / Копцева Н.В., Голубчик Э.М., Ефимова Ю.Ю., Чукин Д.М., Медведева Е.М., Родионов Ю.Л., Кормс И.А. // Сталь. 2014. № 4. С. 97-99.

10. Исследование режимов термической обработки при производстве высокопрочных инварных сплавов нового поколения / Чукин М.В., Копцева Н.В., Голубчик Э.М., Чукин Д.М., Медведева Е.М. // Металлург. 2014. № 4. С. 97-101.

УДК 621.768.011

ОЦЕНКА СТРУКТУРЫ, СВОЙСТВ И ЗАГРЯЗНЕННОСТИ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИМИ ВКЛЮЧЕНИЯМИ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКИ ОБРАБОТАННОЙ СТАЛИ 10

Прудников А.Н., Прудников В.А., Богонос Е.В.

Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, a.prudnikov@mail.ru

***Аннотация**: Приведены результаты влияния предварительной термоциклической деформации на микроструктуру и механические свойства листовой горячекатаной стали 10. Показано, что использование предварительной термоциклической ковки заготовок из стали 10 приводит к получению мелкозернистой структуры горячекатаного листа (толщина 3 мм).. Ковку проводили при температуре выше A_{C3} (1250 °С) с охлаждением до 200 – 300 °С в течение 10 циклов со степенью деформации в цикле 6 – 8 %. Такая обработка стали перед горячей прокаткой листа повышает прочностные характеристики (σ_B, σ_T) почти на 30 %.*

***Ключевые слова**: структура, сталь, деформация, механические свойства, деформационная термоциклическая обработка.*

EVALUTION OF THE STRUCTURE, PROPERTIES AND CONTAMINATION OF NON-METALLIC INCLUSIONS DEFORMATION THERMOCYCLIC TREATED STEEL 10

Prudnikov A.N., Prudnikov V.A., Bogonos E.V.

Siberian State Industrial University,
Novokuznetsk, Russian Federation, a.prudnikov@mail.ru

Abstract: *The results of preliminary thermal cycling strain on the microstructure and mechanical properties of hot-rolled steel sheet 10. It is shown that the use of pre thermal cycling forging of steel billets 10 results in a fine-grained structure of the hot-rolled sheet (thickness 3 mm). Forging was performed at a temperature above the A_{C3} (1250 °C), cooling to 200 – 300 °C for 10 cycles with a degree of deformation of 6 – 8 % in the cycle. This treatment prior to hot rolling steel sheet increases the strength characteristics (tensile strength, yield strength) by almost 30 %.*

Keywords*: structure, steel, deformation, mechanical properties, deformation thermo-cyclic treatment.*

С целью повышения качества, надежности и долговечности деталей, узлов, и механизмов машин необходимо использовать комплексный подход, включающий наряду с созданием новых материалов, разработку и освоение эффективных упрочняющих технологий металлических материалов и улучшающих эксплуатационные свойства изделий. Зачастую традиционные способы упрочнения не удовлетворяют современным требованиям, предъявляемым к изделиям из металлических материалов. Это привело к появлению технологий, совмещающих несколько различных воздействий на металл в процессе литья и формирования заготовок и полуфабрикатов, например различные виды деформации (прокатка, ковка, прессование), нагревы и охлаждения, физические методы воздействия (ультразвук, лазерное облучение, электромагнитное поле) и др. [1 – 3]. Кроме того эти воздействия могут повторяться периодически. К числу таких технологий относится деформационная термоциклическая обработка (ДТЦО), представляющая собой циклическую термическую обработку, совмещенную с различными видами деформации в области низких, средних или высоких температур. Такая комплексная обработка позволяет интенсифицировать диффузионные процессы, протекающие в заданных интервалах температуры с приложением напряжений и деформаций, накопить структурные изменения, происходящие в циклах и связанные с идущими фазовыми превращениями и др. В результате все эти процессы помогают сформировать оптимальное структурно-фазовое состояние и улучшить не только механические, но и физические и свойства материала [1 – 6].

Для управления конкретными режимами ДТЦО могут быть использованы различные технологические параметры, относящиеся как к температурным режимам, так и к параметрам процесса деформации. К первой группе параметров могут быть отнесены: количество циклов (термических и совмещенных), величина температурных интервалов, наличие выдержек в этих интервалах, скорости нагрева и охлаждения заготовок, а ко второй группе параметров – вид, температура, степень деформации в цикле и ее суммарная величина.

В литературе имеются сведения, что, используя режимы деформационной термоциклической обработки, можно не только улучшить физико-механические свойства металлов и сплавов, но и получить деформированные заготовки и полуфабрикаты из малопластичных сплавов, в том числе заэвтектических силуминов и чугунов [7 – 9]. Разработка режимов ДТЦО, для каждой конкретной марки стали, чугуна, алюминиевого сплава носит индивидуальный характер. Кроме того, зачастую для получения заданных физических или механических свойств на одной марке материала, используемого в различных условиях эксплуатации, приходится подбирать различные режимы и параметры обработки. Поэтому целью работы явилось исследование влияния ДТЦО, включающей предварительную термоциклическую ковку слябов при температуре выше A_{C3} с последующей их прокаткой на лист, на структуру, загрязненность неметаллическими включениями и механические свойства горячекатаной низкоуглеродистой стали 10сп.

В качестве материала исследования была взята низкоуглеродистая качественная сталь 10сп. Сталь была выплавлена в ОАО «НКМК» (г. Новокузнецк) и имела следующий химический состав, в % (вес.): C – 0,13; Mn – 0,42; P – 0,014; S – 0,016; Cr – 0,05; Cu – 0,20; Fe – остальное. Сляб из стали 10 размером 900×700×500 мм подвергали горячей циклической ковке по схеме однопроходной протяжки плоскими бойками в условиях кузнечно-термического цеха ЗСМК (г. Новокузнецк) на гидравлическом ковочном прессе усилием 2000 тс. Температура нагрева под ковку составляла 1250 ± 10°С, время выдержки сляба в печи перед ковкой 2 ч без учета прогрева. Охлаждение поковок осуществляли на возду-

хе до температуры 200 – 300 °С. Было проведено 10 циклов ковки со степенью деформации в каждом цикле 6 – 8 %. Средний коэффициент уковки за цикл составлял 1,066. Коэффициент уковки для каждого цикла рассчитывали по формуле: $K = F_0/F_k$, где F_0, F_k – исходная и конечная площади поперечного сечения поковок. [7]. Для определения общего коэффициента уковки использовали формулу:

$$K_{Общ.} = K_1 \times K_2 \times K_3 \times ... \times K_n,$$

где K_1, K_2, K_3,...K_n – коэффициент уковки за цикл деформации.

Величина общего коэффициента уковки составляла $K_{Общ.}$ = 1,90, а суммарная степень деформации равнялась 65 – 68 %. Высота заготовки после термоциклической ковки составляла 365±5 мм при ширине 500±5 мм. В дальнейшем заготовки были прокатаны на лист толщиной 3 мм в ОАО «НМЗ» им. А.Н. Кузьмина (г. Новосибирск) на стане 810 по технологии, соответствующей ТИ 138-ПЗ-24-85 для листовой горячекатаной стали 10.

Перед прокаткой заготовки нагревали в методической газовой печи. Температура нагрева под прокатку составляла 1120 – 1250 °С, время выдержки заготовок 2 – 2,5 ч. Предварительное обжатие заготовок проводили за пять проходов в двухвалковой реверсивной клети. Полученный подкат обжимался в чистовой группе клетей до толщины 3 мм. Температура конца прокатки для стали 10сп равнялась 800 – 860 °С для листа толщиной 3 – 4 мм и 820 – 880 °С для полосы толщиной более 5 мм.

Для исследования микроструктуры стали использовали оптический микроскоп ЛабоМет-И1. Для оценки загрязненности листов из стали 10сп неметаллическими включениями использовали металлографический метод их определения по ГОСТ 1778-70 [10]. Данный метод предусматривал изучение нетравленых металлографических образцов, вырезанных вдоль направления прокатки из середины и края горячекатаного листа различной толщины от 6 до 3 мм. Включения на микрошлифах рассматривали при помощи оптического микроскопа при увеличении 100 с диаметром поля зрения 0,8 мм в одном направлении – от краевой зоны листа к центральной. Определение балла неметаллических включений в исследуемых образцах проводили по каждому виду в отдельности (оксидам, сульфидам и силикатам) путем сравнения со стандартными шкалами для сталей. Механические характеристики прокатанного листа оценивали при испытании на статическое растяжение плоских образцов толщиной 3 мм и с длиной рабочей части 70 мм на машине Instron 3369 в соответствии с ГОСТ1497-84.

Была проведена оценка загрязненности неметаллическими включениями листовых образцов из стали 10сп, изготовленных по промышленному режиму и с использованием режима термоциклической ковки для промежуточных и конечной толщин проката. По стандартным шкалам неметаллических включений (ГОСТ1778) определен балл для строчечных и точечных оксидов (глинозема Al_2O_3, оксида кремния SiO_2, железной и марганцевой шпинелей типа $MeO \cdot Al_2O_3$), хрупких, недеформируемых и пластичных силикатов (алюмосиликатов, силикатов железа, марганца и более сложного состава), а также сульфидов (преимущественно двойного сульфида железа и марганца (FeMn)S), присутствующих в прокате различной толщины (таблица 1). Причем большая часть оксидных включений, в том числе и силикатных, расположена вдоль направления прокатки. Полученные данные свидетельствуют о том, что степень горячей деформации и предварительная термоциклическая ковка заготовок практически не оказывают влияние на загрязненность и распределение неметаллических включений по сечению полосы различной толщины. В большей мере распределение включений в прокате является случайным и определяется тем, из какой части слитка изготовлен тот или иной сляб, а также технологией выплавки стали.

Металлографический анализ образцов из стали 10, прокатанных по промышленной технологии и с использованием режимов ДТЦО показал, что предварительная термоциклическая деформация приводит к уменьшению размеров и объемной доли колоний перлита, а также к степени их разориентировки в направлении прокатки. Очевидно, что количественные характеристики структуры во многом определяются схемой и режимом деформации. Так, использование предварительной термоциклической ковки перед горячей прокаткой листа позволяет существенно измельчить структуру стали 10сп. Максимальный размер колоний перлита в листе толщиной 3 мм снижается от 22×60 до 7×19 мкм, а их средний размер уменьшается почти в 3 раза от 7±2 до 20±2 мкм.

По результатам определения механических свойств предварительная термоциклическая ковка, вызывающая измельчение структуры, приводит к повышению прочностных характеристик листовой горячекатаной стали 10сп почти на 30 % при незначительном снижении пластичности (таблица 2).

Таблица 1 – Оценка загрязненности неметаллическими включениями горячекатаного листового проката из стали 10сп, изготовленного по промышленному режиму и с использованием ДТЦО

Толщина листа, мм	Место вырезки образца	Оценка в баллах					
		Оксиды		Силикаты			Сульфиды
		строчечные	точечные	недеформируемые	хрупкие	пластичные	
6	С	3/1	0/1	1/1	0/0	0/0	2,5/3
	К	0/1	3/2	0/0	0/0,5	0/0	1,5/1
5	С	0/2	3/3	0/1	1/0	0/0	2/1,5
	К	0/0,5	3/2	0/1	0,5/1	0/0	1/1,5
4	С	0/1	3/3	1/0	0/0	0/0	1,5/2
	К	1/0	0/1	1/1	0/0	0/0	1/1
3	С	0/0	2/1	1/1	0/0	0/0	1/1,
	К	1/0	0/1	0/1	0/0	0/0	0,5/0,5
Средний балл включений		0,6/0,7	1,8/1,8	0,5/0,8	0,2/0,2	0/0	1,4/1,5
Примечание: в числителе приведены данные для прокатанного листа из стали 10сп, изготовленного с использованием ДТЦО; в знаменателе – для листа, изготовленного по промышленному режиму; С – середина листа, К – край листа.							

Таблица 2 – Влияние ДТЦО на механические характеристики листовой горячекатаной стали 10

Состояние	Механические характеристики				
	$\sigma_В$, МПа	$\sigma_Т$, МПа	δ, %	Ψ,%	Твердость, НВ
Горячекатаная по промышлен-ному режиму	370	305	26	42	127
Горячекатаная с использованием режима ДТЦО	478	390	24	38	170

Выводы

1. Установлено, что предварительная термоциклическая ковка не повышает загрязненность листовой горячекатаной стали 10сп неметаллическими включениями, количество которых и распределение в прокате определяется местом вырезки сляба и технологией выплавки стали.

2. Использование режимов ДТЦО с предварительной термоциклической ковкой для производства горячекатаного листа из стали 10 позволяет получить более мелкозернистую структуру и повысить прочностные характеристики почти на 30 %.

Библиографический список

1. Федюкин В.К. Термоциклическая обработка металлов и деталей машин/ В.К. Федюкин, М.Е. Смагоринский. – Л.: Машиностроение. Ленингр. отд-ние, 1989.– 255 с.

2. Прудников А.Н. Технология производства, структура и свойства поршней двигателей из заэвтектического деформируемого силумина // Изв. ВУЗов. Черная металлургия.– 2009.– № 5.– 45-48.

3. Афанасьев В.К. Влияние термоциклической деформации и отжига на структуру и удельное сопротивление стали марки СтЗпс / В.К. Афанасьев, А.Н. Прудников, М.В. Попова, В.А. Прудников// Актуальные проблемы в машиностроении: Сб. материалов 1 Международной научно-практич. конф.– Новосибирск: изд-во НГТУ, 2014.– С. 431-434.

4. Прудников А.Н. Оценка воздействия термоциклической деформации и последующей термической обработки на электрофизические свойства низкоуглеродистой стали / А.Н. Прудников, М.В. Попова, В.А. Прудников// Актуальные проблемы в машиностроении: Сб. материалов II Международной научно-практич. конф.– Новосибирск: изд-во НГТУ, 2015.– С. 396-400.

5. Прудников А.Н. Поршневые деформируемые заэвтектические силумины // Технология металлов.– 2014.– № 2.– С. 8 - 11.

6. Прудников А.Н. Влияние термической обработки на электрические свойства низкоуглеродистой стали, изготовленной с использованием ДТЦО / А.Н. Прудников, М.В. Попова, В.А. Прудников// Инновации в машиностроении: Сб. материалов VII Международной научно-практич. конф.–

Кемерово: изд-во КГТУ, 2015.– С. 377-380.

7. Прудников А.Н. Комплексное воздействие отжигов и термоциклической ковки на структуру и свойства заэвтектических силуминов // Деформация и разрушение материалов.– 2014.– № 2.– С.14 - 20.

8. Патент 2130084 РФ Способ термоциклической обработки чугуна / В.К. Афанасьев, М.В. Чибряков, А.Н. Прудников, М.К. Сарлин – Заявл. 07.07.1998. Опубл. 10.05.1999. – Б.И. № 13. – С. 455.

9. Прудников А.Н. Структурно-технологические основы разработки прецизионных силуминов с регламентированным содержанием водорода / Автореферат диссертации на соискание ученой степени доктора технических наук: 05.16.09 / НГТУ, Новосибирск, 2013. – 40 с.

10. ГОСТ 1778-70. Сталь. Металлографические методы определения неметаллических включений (с изменениями): Стандартинформ, Москва, 2011. – С. 34

УДК 669.112.227.342:539.4.01

ЭВОЛЮЦИЯ ДЕФЕКТНОЙ ПОДСИСТЕМЫ СТАЛИ С БЕЙНИТНОЙ СТРУКТУРОЙ ПРИ АКТИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ*

Громов В.Е.[1], Аксёнова К.В.[1], Никитина Е.Н.[1], Иванов Ю.Ф.[2,3], Целлермаер В.Я.[1]

[1]Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия, alsaraeva_kv@physics.sibsiu.ru
[2]Институт сильноточной электроники СО РАН,
[3]Национальный исследовательский Томский государственный университет, г. Томск, Россия

Аннотация. *Методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии выполнен количественный анализ эволюции дефектной подсистемы стали 30Х2Н2МФА с бейнитной структурой при деформации сжатием до 36 %. Определены зависимости скалярной плотности дислокаций, объема материала с микродвойниками, размеров фрагментов, количества концентраторов напряжений и амплитуды кривизны-кручения решетки от степени деформации. Выявлена стадийность изменения параметров субструктуры стали. Обсуждены возможные причины стадийности изменения параметров дефектной субструктуры с деформацией.*

Ключевые слова*: сталь, бейнитная структура, эволюция, дефектная субструктура, деформация.*

DEFECT SUBSYSTEM EVOLUTION OF STEEL WITH BAINITE STRUCTURE UNDER ACTIVE PLASTIC DEFORMATION

Gromov V.E.[1], Aksenova K.V.[1], Nikitina E.N.[1], Ivanov Yu.F.[2,3], Tcellermaer V.Ya.[1]

[1]Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia, alsaraeva_kv@physics.sibsiu.ru
[2] Institute of High Current Electronics Siberian Branch of Russian Academy of Science,
[3]National Research Tomsk State University, Tomsk, Russia

Abstract*. The quantitative analysis of defect subsystem evolution of the steel with bainite structure under compression deformation up to 36% is carried out by methods of transmission electron diffraction microscopy. The dependences of scalar dislocation density, the material volume with microtwins, fragment sizes, stress concentrators number and amplitude of lattice curvature-torsion on deformation degree are defined. The possible reasons of staging of defect substructure parameters change with deformation are discussed.*

Key words: *steel, bainite structure, evolution, defect substructure, deformation.*

* Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 15-32-51228 мол_нр.

Введение

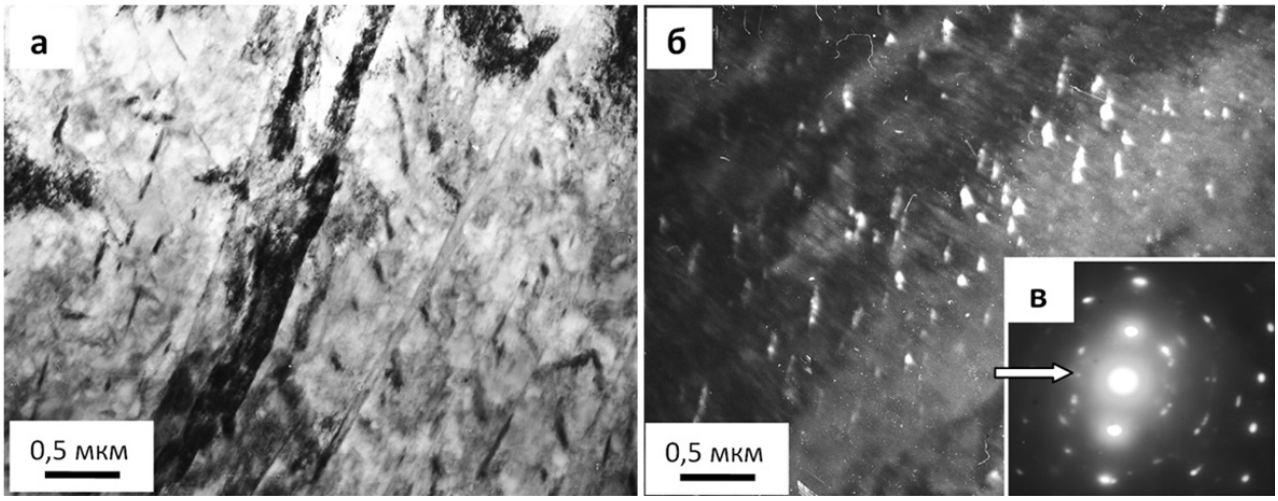
Стали с бейнитной структурой нашли широкое применение в автомобильной индустрии, в энергетической отрасли, при производстве рельсов, высокопрочных труб для нефтегазовой промышленности и т.д. [1 – 3]. Стойкость изделий из сталей с бейнитной структурой во многом определяется состоянием дефектной подсистемы и механическими свойствами и их изменениями при эксплуатации. Среди разнообразных факторов, воздействующих на эксплуатируемые изделия, одним из основных является деформационное воздействие. Целью данной работы являлось исследование эволюции дефектной субструктуры бейнитной стали при активной пластической деформации.

Материал и методика исследования

В качестве материала исследования была использована конструкционная сталь 30Х2Н2МФА [4]. Аустенизацию стали проводили при температуре 960 °С, 1,5 часа; охлаждение осуществляли на воздухе. Деформацию стали проводили одноосным сжатием со скоростью ~$7 \cdot 10^{-3}$ $с^{-1}$ столбиков размерами 4х4х6 $мм^3$ на испытательной машине «Инстрон 1185». Исследования дефектной субструктуры стали осуществляли методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии тонких фольг.

Результаты исследования и их обсуждение

В результате бейнитного превращения при непрерывном охлаждении в стали образуется многофазная структура, представленная α-фазой (твердый раствор на основе ОЦК кристаллической решетки), γ-фазой (остаточный аустенит, твердый раствор на основе ГЦК кристаллической решетки) и карбид железа (в низко- и среднеуглеродистых сталях – цементит). Характерное изображение бейнитной структуры стали 30Х2Н2МФА представлено на рисунке 1.



а – светлопольное изображение; б – темное поле, полученное в рефлексе [201]Fe_3C;
в – микроэлектронограмма (стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле)

Рисунок 1 – Электронно-микроскопическое изображение структуры стали 30Х2Н2МФА, сформировавшейся в результате охлаждения на воздухе от температуры аустенизации

Мартенситный (сдвиговой) механизм формирования феррита приводит к образованию в пластинах бейнита дислокационной субструктуры сетчатого типа с относительно высокой скалярной плотностью дислокаций, составляющей в исследуемой стали ≈$7*10^{10}$ $см^{-2}$. Пластическая деформация стали приводит к увеличению скалярной плотности дислокаций (рисунок 2, а). При этом тип дислокационной субструктуры не изменяется – сохраняется сетчатая субструктура.

Анализируя результаты, представленные на рис. 2, а, можно выделить два участка на зависимости скалярной плотности дислокаций от степени деформации. На первом участке (0 % <ε< 18 %) наблюдается линейное увеличение скалярной плотности дислокаций; на втором (18 % <ε< 36 %), равном по продолжительности первому, – рост плотности дислокаций практически не выявляется. Данное обстоятельство может быть обусловлено как трудностью анализа дислокационной субструктуры при плотностях дислокаций, больших ≈10^{11} $см^{-2}$, что обусловлено перекрытием ядер близко расположенных дислокаций, так и возможностью реализации не дислокационного механизма деформации материала.

Одним из таких механизмов, реализующихся при деформации, может быть двойникование.

Действительно, выполненные в настоящей работе исследования выявили существенное увеличение объема материала, содержащего деформационные микродвойники, при степени деформации, превышающей ≈18 % (рисунок 2, б).

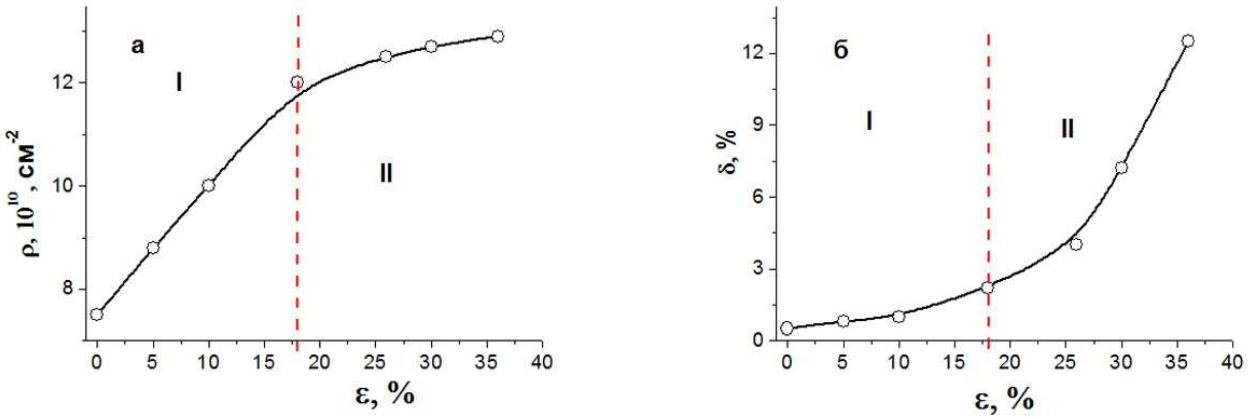
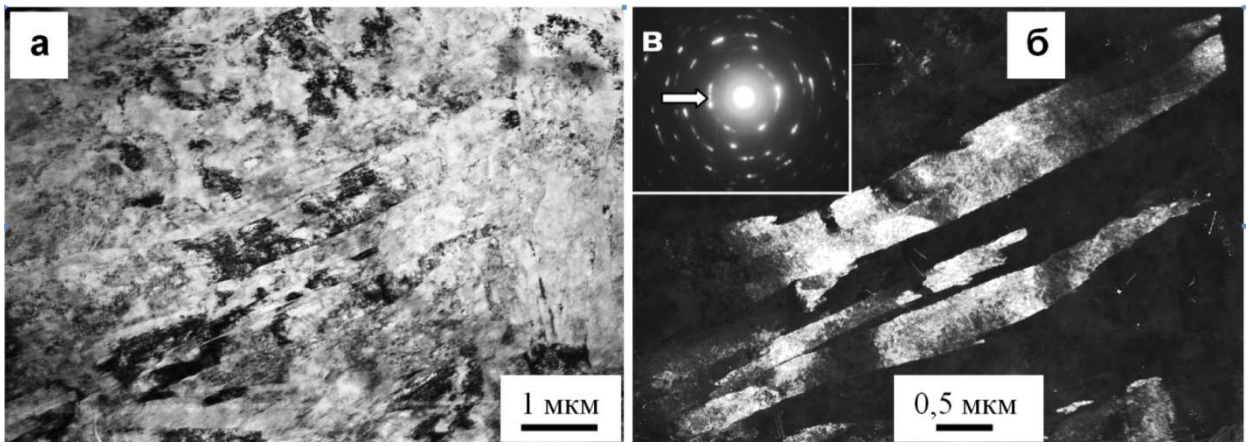


Рисунок 2 – Зависимость скалярной плотности дислокаций (а) и объема материала, содержащего микродвойники (б), от степени деформации

Упругие напряжения, имеющие место при реализации сдвигового механизма γ→α превращения, приводят не только к формированию субструктуры с высокой скалярной плотностью дислокаций, но и фрагментации пластин бейнита, т.е. разбиению пластин на области с малоугловой разориентацией. Характерное изображение фрагментированной структуры, наиболее отчетливо выявляемой методами темнопольного анализа, представлено на рисунке 3.



а – светлое поле; б – темное поле, полученное в рефлексе [110]α-Fe; в – микроэлектронограмма (стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле)

Рисунок 3 – Электронно-микроскопическое изображение, демонстрирующее фрагментацию пластин бейнита

Деформация стали приводит к уменьшению средних продольных размеров фрагментов (поперечные размеры фрагментов ограничены границами пластин бейнита и при деформации практически не изменяются). При этом в изменении размеров фрагментов также выявляется некоторая стадийность: на первой стадии этот процесс протекает весьма интенсивно, на второй – существенно медленнее.

Деформация стали сопровождается формированием внутренних полей напряжений, которые методами электронной микроскопии тонких фольг выявляются при анализе изгибных экстинкционных контуров [5 – 7]. Выполненные исследования показали, что с увеличением степени деформирования увеличивается поверхностная плотность контуров (рисунок 4, а) (количество контуров на единицу площади снимка) и снижаются их средние поперечные размеры (рисунок 4, б). Первый факт

указывает на увеличение количества концентраторов напряжений в материале с ростом степени деформации, второй – на рост амплитуды изгиба-кручения кристаллической решетки материала и внутренних дальнодействующих полей напряжений, соответственно [6, 7]. Одновременно с этим изменяется форма контуров и их расположение в пластинах бейнита. Если в исходном состоянии и при малых степенях деформации контуры располагались преимущественно поперек пластин, пересекая пластину от одной границы до другой, то после больших степеней деформации (18 % и более) в материале формируются кольцевые контуры, охватывающие некоторые области в объеме пластин.

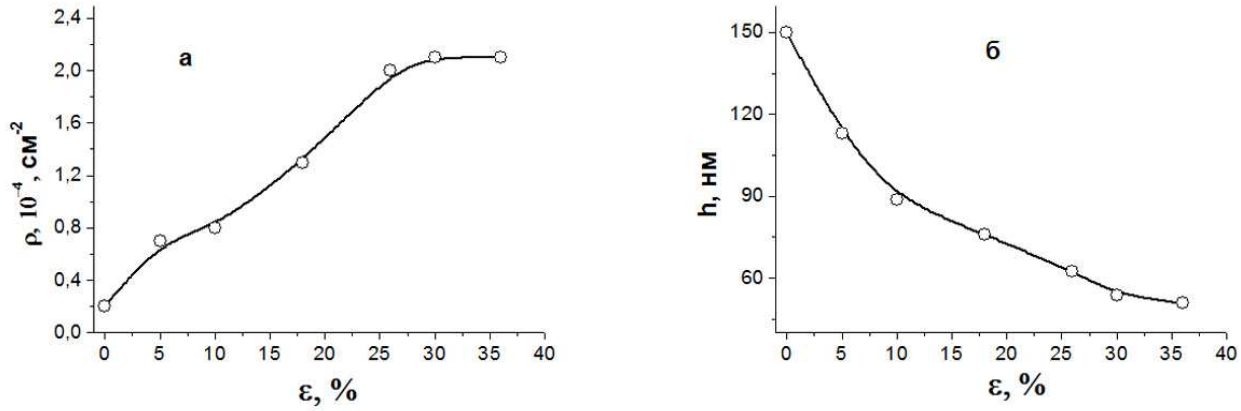


Рисунок 4 – Зависимость поверхностной плотности контуров (а)
и их средних поперечных размеров (б) от степени деформации

Заключение

Выполнен количественный электронно-микроскопический микродифракционный анализ эволюции дефектной субструктуры стали 30Х2Н2МФА при пластической деформации одноосным сжатием. Показано, что пластическая деформация бейнитной стали сопровождается, во-первых, увеличением скалярной плотности дислокаций и объема материала, содержащего деформационные микродвойники, во-вторых, уменьшением средних продольных размеров фрагментов и увеличением степени их разориентации, в-третьих, увеличением количества концентраторов напряжений и амплитуды изгиба-кручения кристаллической решетки материала. Выявлена стадийность изменения параметров субструктуры стали. Высказано предположение о смене механизма деформирования стали: на первой стадии нагружения (0 % <ε< 18 %) деформирование осуществляется преимущественно движением дислокаций; на второй стадии (18 % <ε< 36 %) – движением дислокаций и двойникованием.

Библиографический список

1. Павлов В.В., Годик Л.А., Корнева Л.В., Козырев Н.А., Кузнецов Е.П. Железнодорожные рельсы из бейнитной стали // Металлург. 2007. № 4. С. 51-53.

2. Пикеринг Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей / Пер. с англ. М.: Металлургия, 1982. 184 с.

3. Матросов Ю.И., Литвиненко Д.А., Голованенко С.А. Сталь для магистральных газопроводов. М.: Металлургия, 1989. 288 с.

4. Приданцев М.В., Давыдова Л.Н., Тамарина А.М. Конструкционные стали: Справочник. М.: Металлургия, 1980. 288 с.

5. Хирш П., Хови А., Николсон Р., Паш Д., Уэлан М. Электронная микроскопия тонких кристаллов. М.: Мир, 1968. 574 с.

6. Конева Н.А., Козлов Э.В. Природа субструктурного упрочнения // Известия ВУЗов. Физика. 1982. №8. С. 3-14.

7. Иванов Ю.Ф., Корнет Е.В., Козлов Э.В., Громов В.Е. Закаленная конструкционная сталь: структура и механизмы упрочнения. Новокузнецк: Изд-во СибГИУ, 2010. 174 с.

УДК 621.74.045:621.742.001.57

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ УСАДОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ ЦЕНТРАЛЬНОМ РАСТЯЖЕНИИ СТЕНКИ ОТЛИВКИ*

Вдовин К.Н., Савинов А.С., Феоктистов Н.А., Тубольцева А.С.

Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова
г. Магнитогорск, Россия, a-tus@mail.ru

Аннотация. *В работе рассмотрено прогнозирование образования горячих трещин при изготовлении детали в песчано-глинистой форме на примере отливки «Звено гусеничное». Проведен анализ влияния таких технологических факторов как: температура заливки и геометрические параметры отливки на напряженно-деформированное состояние в системе «отливка-форма».*

Ключевые слова: *отливка, напряженно-деформированное состояние, горячеломкость, трещина, песчано-глинистая форма, тепловое поле.*

PREDICTION SHRINKAGE STRESS AT THE CENTRAL TENSION CASTING WALL

Vdovin K.N., Savinov A.S., Feoktistov N.A., Tuboltseva A.S.

Nosov Magnitogorsk State Technical University
Magnitogorsk, Russia, a-tus@mail.ru

Abstract. *The paper considers prediction of hot cracking in the manufacture of parts in the sand-clay molds in the casting example "Link tracked." The influence of technological factors as: the temperature of the fill and the geometric parameters of the cast on the stress-strain state in the "casting mold".*

Key words: *casting, stress-strain state, hot brittleness, crack, sand-clay molds, thermal field.*

Одним из путей повышения экономической эффективности работы литейного предприятия является снижение себестоимости изделия за счет уменьшения доли брака в выпускаемой им продукции. При этом следует отметить, что зачастую весомая доля отбраковки отливок ведется ввиду образования горячих и холодных трещин, в процессе затвердевания и охлаждения литой заготовки.

Рассмотрим воздействие усадочных процессов на формирование напряжённо-деформированного состояния отливки «Звено гусеничное», производимой на базе ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат».

Отливка изготавливается в сухой песчано-глинистой форме. В качестве материала отливки используется сталь марки 110Г13Л. Недостатками данной стали являются высокая склонность к образованию горячих трещин, связанная с ее низкими механическими свойствами при высоких температурах, большими линейной и объемной усадками, низкой теплопроводностью [1].

Звено гусеничного хода, являющегося основным элементом всякой гусеничной машины, выполняет одновременно несколько функций, а именно: передвижного рельса, элемента сцепления с почвой и ведущим колесом, и поэтому является одной из самых ответственных частей машины.

В процессе изготовления отливки в литейной форме в стенке звена гусеничного образуются горячие трещины (рисунок 1).

Рассмотрим влияние различных технологических факторов на формирование напряжённо-деформированного состояния отливки в зоне нарушения сплошности стенки литой заготовки.

Принимаем следующие исходные данные для расчёта:

– материал отливки – сталь 110Г13Л;
– материал формы – песчано-глинистая смесь;
– температура заливки – 1520 °С;
– температура ликвидус стали марки 110Г13Л – 1425 °С;
– температура солидус стали марки 110Г13Л – 1370 °С;
– коэффициент линейного расширения стали марки 110Г13Л – $18 \cdot 10^{-6}$ 1/°С [1].

* Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 15-19-10020).

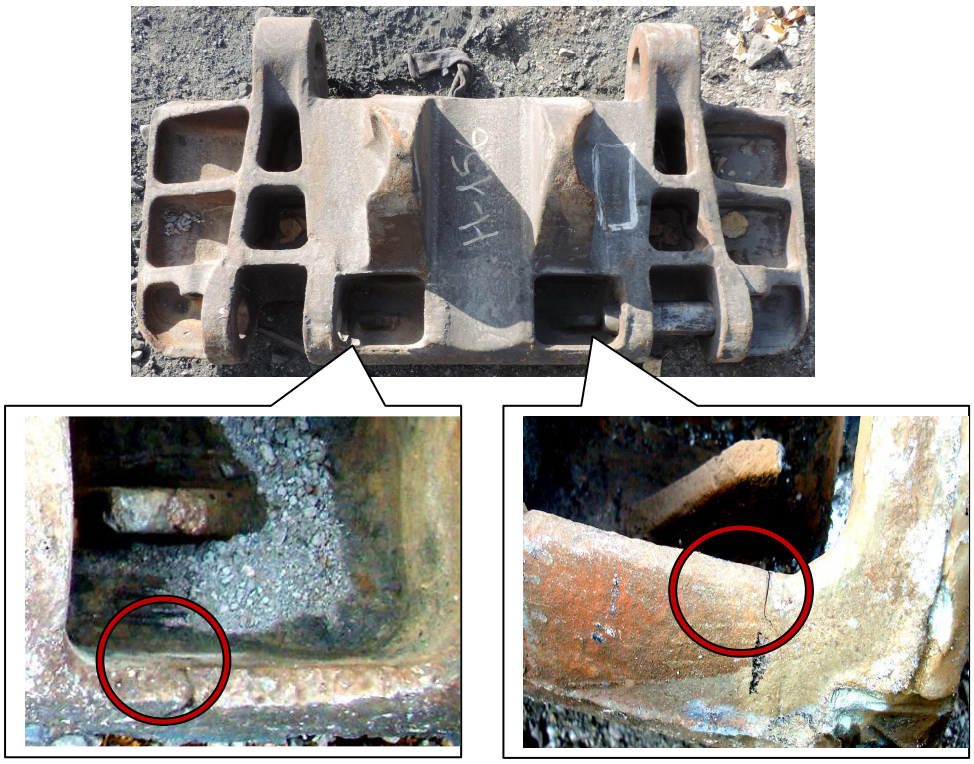
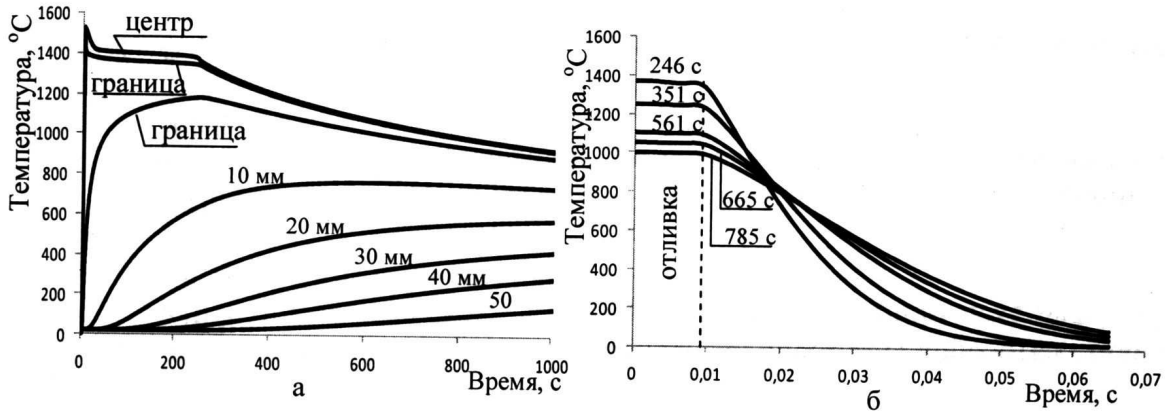


Рисунок 1 – Горячие трещины на отливке

Значительное влияние на возникающее напряженное состояние в стенке отливки играет жесткость формовочной смеси, которая в свою очередь зависит от ее теплового состояния [2 – 4].

Расчет температурных полей в системе «отливка–форма» осуществлен по методике, описанной в работах [5, 6]. Графическое отображение расчета представлено на рисунке 2.



а – изменение теплового поля формы, границы и центра отливки в динамике;
б – распределение температур по сечению объекта «отливка–форма»

Рисунок 2 – Тепловое поле системы «отливка–форма»

Полученные данные о тепловом состоянии системы использовались для расчёта усадочных процессов в ходе решения задачи о напряжённо-деформированном состоянии системы отливка-форма.

Сопротивление деформации слоев смеси определяли по формуле [7]

$$\sigma = 7{,}54\cdot10^{-8}T^3 - 7{,}67\cdot10^{-8}T^3\cdot\varepsilon + 0{,}48\varepsilon^2 - 0{,}00012T^2 - 1{,}3\cdot10^{-7}\varepsilon^2T^2 + $$
$$+ 0{,}000121\varepsilon\, T^2 - 0{,}00044\varepsilon^{\,2}T - 0{,}0432\,\varepsilon\, T + 4{,}6\varepsilon + 0{,}04T$$

где T – температура, °С;

ε – относительная деформация, %.

Расчет напряжений произвели по методике, представленной в источнике [7].

Температурное воздействие на слой сухой песчано-глинистой формы приводит к увеличению

сопротивления её деформации, что видно на рисунке 3, а, следовательно, к росту усадочных напряжений. Одновременно при понижении температуры стенки отливки увеличивается её модуль продольной упругости, что так же влияет на возникающие напряжения.

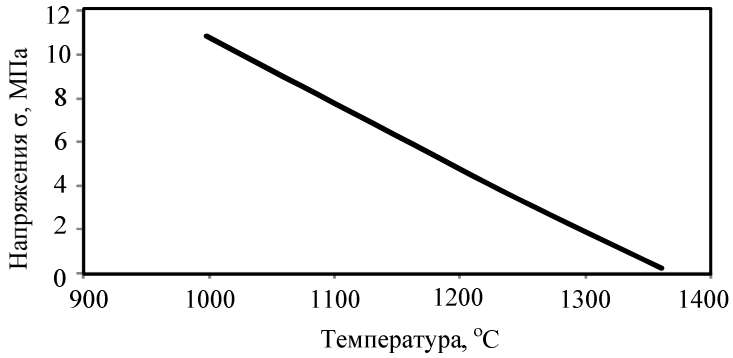
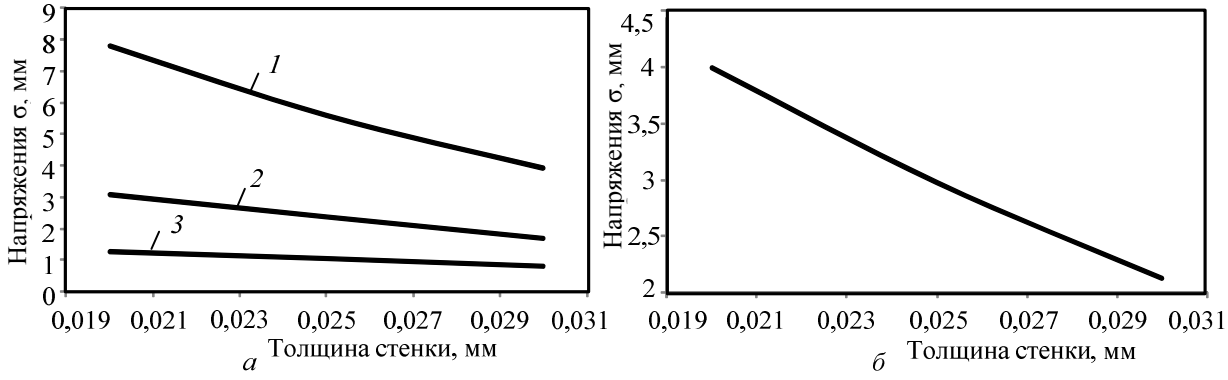


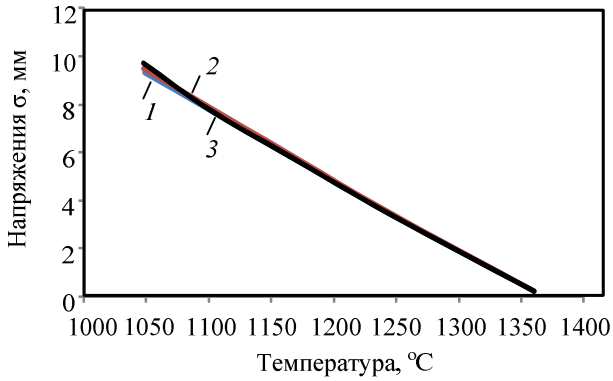
Рисунок 3 – Изменение усадочных напряжений в стенке отливки «Звено гусеничное» в зависимости от его средней температуры

Рассмотрим влияние технологических факторов на силовое взаимодействие отливки и формы. В ходе работы исследовали влияние толщины стенки отливки и температуры заливки стали на напряженно-деформированное состояние литой заготовки. Произведенные расчеты показали, что при увеличении толщины стенки отливки напряжения значительно уменьшаются, что показано на рисунке 4. Между тем, изменение температуры заливки влияет незначительно (рисунок 5).



1 – 1100 °С; *2*– 1200 °С; *3* – 1300 °С

Рисунок 4 – Зависимость усадочных напряжений от толщины стенки отливки при различных температурах (*а*) и при среднем значении напряжения (*б*)



Температура заливки: *1* –1470 °С; *2* – 1520 °С; *3* – 1570 °С

Рисунок 5 – Зависимость напряжений, возникающих при охлаждении стенки отливки, от температуры заливки стали

Проанализировав рисунки 4 и 5, можно сделать вывод, что варьирование толщиной стенки отливки можно добиться более эффективного результата, нежели изменением температуры перегрева.

Таким образом, с целью предотвращения возникновения горячих трещин рекомендовали увеличение толщины стенки отливки от 3 до 5 мм.

Проведенный промышленный эксперимент показал, что увеличение толщины стенки позволило снизить напряжения, возникающие в отливке, на 27,62 % и полностью исключили брак по горячим трещинам в рассмотренной стенке отливки.

Библиографический список

1. Энциклопедия по машиностроению XXL [Электронный ресурс]. – Режим доступа: http://mash-xxl.info/info/156446/

2. Савинов А.С, Тубольцева А.С. Расчет движения фронта влажности в сырой песчано-глинистой форме// Вестник МГТУ им. Г.И. Носова. – 2010. – №. 2 – С. 30–33.

3. Колокольцев В.М., Лимарев П.С. Исследование структуры и свойств железоуглеродмарганцевых сплавов//Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2005. –№ 3 (11). С. 41–45.

4. Савинов А.С., Синицкий Е.В., Тубольцева А.С. Исследование деформационной способности песчано-глинистых смесей// Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова.– 2011. №. 1(33) С. 29–32.

5. Колокольцев В.М., Вдовин К.Н., Синицкий Е.В. Савинов А.С. Температурные поля системы «отливка – литейная форма» в условиях неравновесной кристаллизации комплекснолегированных сплавов// Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. – 2014 – №1. – С. 28– 31.

6. Колокольцев В.М., Синицкий Е.В., Савинов А.С. Моделирование температурных полей при получении отливок// Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. – 2015. – № 3. – С. 39 – 43

7. Савинов А.С., Тубольцева А.С. Определение граничных условий при постановке задачи о силовом взаимодействии литой детали с формой. Механики XXI веку. VIII Всероссийская научно-техническая конференция с международным участием. – Братск: ГОУ ВПО «БрГУ», 2009.– С. 57–60.

УДК 669.017:669.15-194.3:539.4

ОСОБЕННОСТИ ФАЗОВО-СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ ХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ ИНСТРУМЕНТА ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ

Бобырь С.В., Левченко Г.В., Нефедьева Е.Е., Евсюков М.Ф.

Институт черной металлургии НАНУ,
г. Днепропетровск, Украина, svbobyr@rambler.ru

Аннотация. *Показаны особенности фазово-структурных превращений хромистых сталей при охлаждении. Построена термокинетическая диаграмма распада переохлаждённого аустенита стали 17Х5МА.*

Ключевые слова. *Кристаллизация, превращения, хром, структура, карбиды.*

В работе были проведены исследования особенностей фазово-структурных превращений в хромистых сталях при перитектической кристаллизации и последующем охлаждении. Материалом исследований были образцы хромистых сталей 12Х5МА, 17Х5МА и 25Х2М1Ф используемых для изготовления инструмента горячей деформации. Химический состав исследованных сталей представлен в таблице 1.

Таблица 1 – Химический состав исследованных сталей

Сталь	Содержание элементов, % масс.							
	C	Si	Mn	Cr	Ni	V	Ti	Mo
12Х5МА	0,10	0,29	0,27	5,01	0,14	0,058	0,016	0,43
17Х5МА	0,18	0,34	0,42	3,76	0,33	0,006	0,008	0,42
25Х2М1Ф	0,21	0,11	0,25	2,21	0,22	0,31	-	0,92

При охлаждении структурообразование в сталях, содержащих до 0,5 % С, начинается с кристаллизации δ-феррита, а свыше 0,5 % С – с аустенита. При температуре, соответствующей перитектической горизонтали HJB, вместе сосуществуют жидкость (L) и δ-феррит.

Затвердевание сталей 12Х5МА и 25Х2М1Ф начинается с кристаллизации δ-феррита, т.к. содержание углерода в них до 0,5 %. Вначале затвердевания дендриты δ-феррита растут с большой скоростью, затем в результате оттеснения в жидкость ферритостабилизирующих элементов таких как хром, кремний, ванадий, титан скорость образования замедляется.

При охлаждении ниже 1210 ºС начинается перитектическая реакция образования аустенита из δ-феррита и жидкости.

При переохлаждении ниже перитектической температуры начинается перитектическое превращение Lост+δ–Fe→γ–Fe, которое осуществляется за счёт кристаллизации аустенита из жидкости Lост→γ–Fe и полиморфного δ-Fe→γ–Fe превращения. После кристаллизации структура всех сталей аустенитная. В работах [1, 2] показано, что в доперитектических сплавах в формировании аустенитной структуры основную роль играет полиморфное δ-Fe→γ–Fe превращение, в заперитектических сплавах – Lост.→γ–Fe.

Отличительной особенностью перитектической реакции в Fe–C–Cr сплавах является близость химического состава исходного δ-феррита и образующегося аустенита.

В доперитектических сталях (0,10 – 0,16 % С), к которым относится 12Х5МА, свыше 65% аустенита образуется по полиморфному механизму. Затвердевание стали с образованием аустенитной структуры осуществляется по реакциям:

$$L \rightarrow \delta\text{-Fe} + L_{ост}, \quad (1)$$

$$L_{ост} + \delta\text{-Fe} \rightarrow \gamma\text{-Fe} + \delta\text{-Fe}_{ост}, \quad (2)$$

$$\delta\text{-Fe}_{ост} \rightarrow \gamma\text{-Fe}. \quad (3)$$

Остаточной жидкости в этих сплавах мало. Она является обогащённой легирующими элементами и вязкой, а также сосредоточена в каналах, которые находятся под высокими напряжениями, созданными многочисленными границами дендритных зёрен, и не способной быстро передвигаться и «залечивать» пустоты и поры, образующиеся при затвердевании.

Стали 25Х2М1Ф и 17Х5МА являются заперитектическими (0,16 – 0,5 % С), их аустенитная структура формируется, в основном, за счёт кристаллизации Lост.→γ-Fe. Следовательно, затвердевание стали происходит по следующим реакциям:

$$L \rightarrow \delta\text{-Fe} + L_{ост}, \quad (4)$$

$$L_{ост} + \delta\text{-Fe} \rightarrow \gamma\text{-Fe} + L_{ост}, \quad (5)$$

$$L_{ост} \rightarrow \gamma\text{-Fe}. \quad (6)$$

Поскольку остаточной жидкости в данных сплавах много, то распределение легирующих элементов в ней равномерное, она образует почти непрерывные плёнки вокруг дендритов δ-феррита, становится менее вязкой и более подвижной, чем в доперитектических сплавах [3]. Затвердевание сплавов заканчивается полным превращением δ-Fe и $L_{ост}$ в аустенит.

Таким образом, стали 15Х5М и 12Х5МА являются доперитектическими со склонностью к образованию трещин при кристаллизации. Стали 25Х2М1Ф и 17Х5МА являются заперитектическими, с меньшей склонностью к образованию кристаллизационных трещин. Это обстоятельство также указывает на целесообразность корректировки состава стали 15Х5М и разработки стали 17Х5МА.

В процессе нагрева стали 17Х5МА при температуре 800 – 805 ºС начинается фазовое превращение исходной феррито-перлитной структуры с образованием первых зерен аустенита в количестве 1 % и более. С повышением температуры печи температура образца за счет поглощения тепла при образовании аустенита повышается незначительно. Так в процессе распада 80 – 90 % феррита температура образца повышается всего до 820 ºС. В процессе дальнейшего нагрева за счет уменьшения фронта распада феррита и выделения тепла температура образца повышается и при температуре 850 – 855 ºС образуется 100 % аустенита. Следовательно, критические точки исследуемой стали 17Х5МА равны: Ac_1 = 800 – 805 ºС, а Ac_3 = 850 – 855 ºС. Полученные результаты хорошо согласуются с литературными и справочными данными с учетом влияния хрома как ферритообразующего элемента. Для стали 15Х5М (12Х5МА) температуры критических точек равны Ac_1 = 815 ºС, а Ac_3 = 848 ºС [5]. Из этого следует, что температуры критических точек для исследуемых сталей 12Х5МА и 17Х5МА имеют близкие значения.

При последующем охлаждении сталей рассматриваемой системы претерпевают $\gamma \rightarrow \alpha$-

превращение. На рисунке 1 представлен разрез диаграммы состояния системы Fe–C–Cr–Mo с 0,15 % C и 0,5 % Mo, построенный на основании наших и известных экспериментальных данных [4, 5].

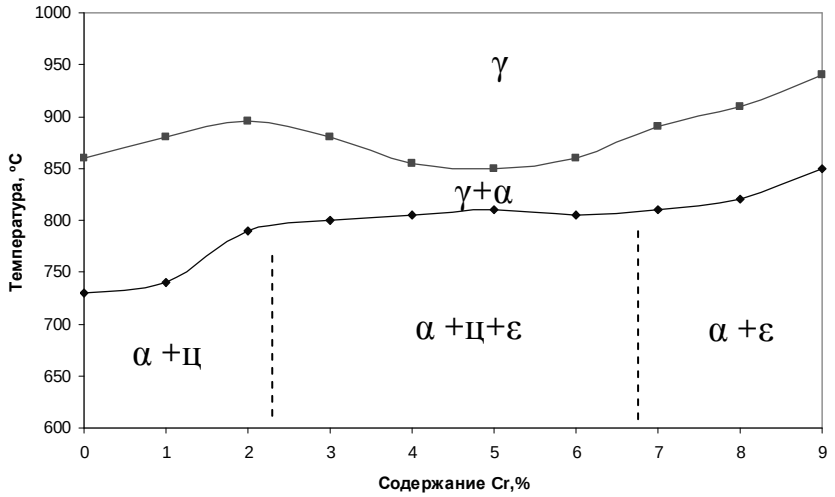


Рисунок 1 – Политермический разрез диаграммы состояния системы Fe–C–Cr–Mo с 0,15 % C и 0,5 % Mo

При содержании хрома 3,0 – 6,0 %, что отвечает составам сталей 15Х5М и 17Х5МА, наблюдается самый узкий температурный интервал устойчивости γ+α-состояния.

При охлаждении ниже температуры 800 °С, γ-фаза распадается с образованием феррита и карбидсСодержание хрома в изучаемых сталях соответствует тройной области диаграммы α+ц+ε, т.е. стали (12-17)Х5МА имеют в своем составе как цементит, так и специальный карбид.

Низкоуглеродистый аустенит, легированный хромом и молибденом, имеет высокую устойчивость в процессе дальнейшего охлаждения после нагрева по режиму 900 °С – 10 мин. В процессе охлаждения на воздухе со скоростью 0,84 °С/с аустенит сохраняется до температуры начала мартенситного превращения. Первые участки мартенсита в стали 17Х5МА образуются при температуре 480 °С. В процессе дальнейшего охлаждения скорость распада аустенита понижается. Максимальная скорость распада аустенита сохраняется при образовании мартенсита до 40 – 50 % в процессе охлаждения до 450 °С. В процессе дальнейшего охлаждения до 350 °С скорость распада переохлажденного аустенита уменьшается. В результате этого образуется только 90 – 95 % мартенсита. Остаточный аустенит распадается медленно и только после охлаждения до температуры 300 °С. Таким образом, мартенситные точки исследуемой стали с содержанием 0,18 % С, 3,76 % Сг и 0,42 % Mo равны: Мн = 480 °С, а Мк = 300 °С.

Широкий температурный интервал распада низкоуглеродистого аустенита обусловлен, в основном, низким содержанием углерода в стали.

На основании результатов дилатометрических и микроструктурных исследований построена термокинетическая диаграмма распада переохлаждённого аустенита стали 17Х5МА (рисунок 2).

Установлено, что хром и молибден в низкоуглеродистой стали повышают устойчивость аустенита при распаде по диффузионной кинетике с образованием феррита и перлита. Температурный интервал распада аустенита на бейнит при скорости охлаждения выше верхней критической скорости охлаждения совпадает с температурным интервалом распада аустенита на мартенсит при больших скоростях охлаждения. Микроструктурные исследования показали, что в стали 25Х2М1Ф за счет выделения дисперсных карбидов образуется более дисперсный мартенсит.

Карбидообразующие элементы (Cr, V, Ti), присутствующие в анализируемой стали, увеличивают инкубационный период распада переохлаждённого аустенита, сдвигая линии С-образных кривых на диаграммах вправо [6]. Хром, ванадий и титан обусловливают чёткое разделение областей перлитного и бейнитного превращения с появлением области повышенной устойчивости аустенита между ними.

Влияние скорости охлаждения в различных средах образцов сталей 17Х5МА и 25Х2М1Ф от температуры аустенитизации на структуру этих сталей представлено на рисунке 3.

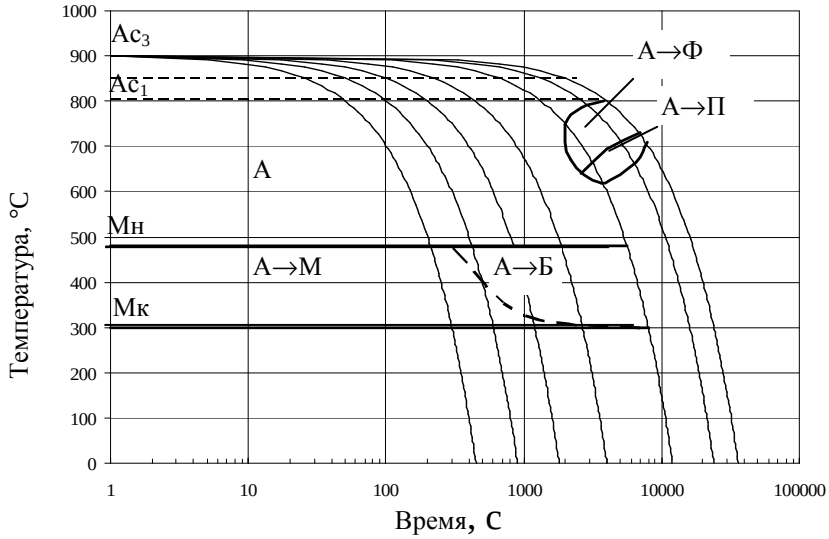


Рисунок 2 – Термокинетическая диаграмма распада переохлаждённого аустенита стали 17Х5МА

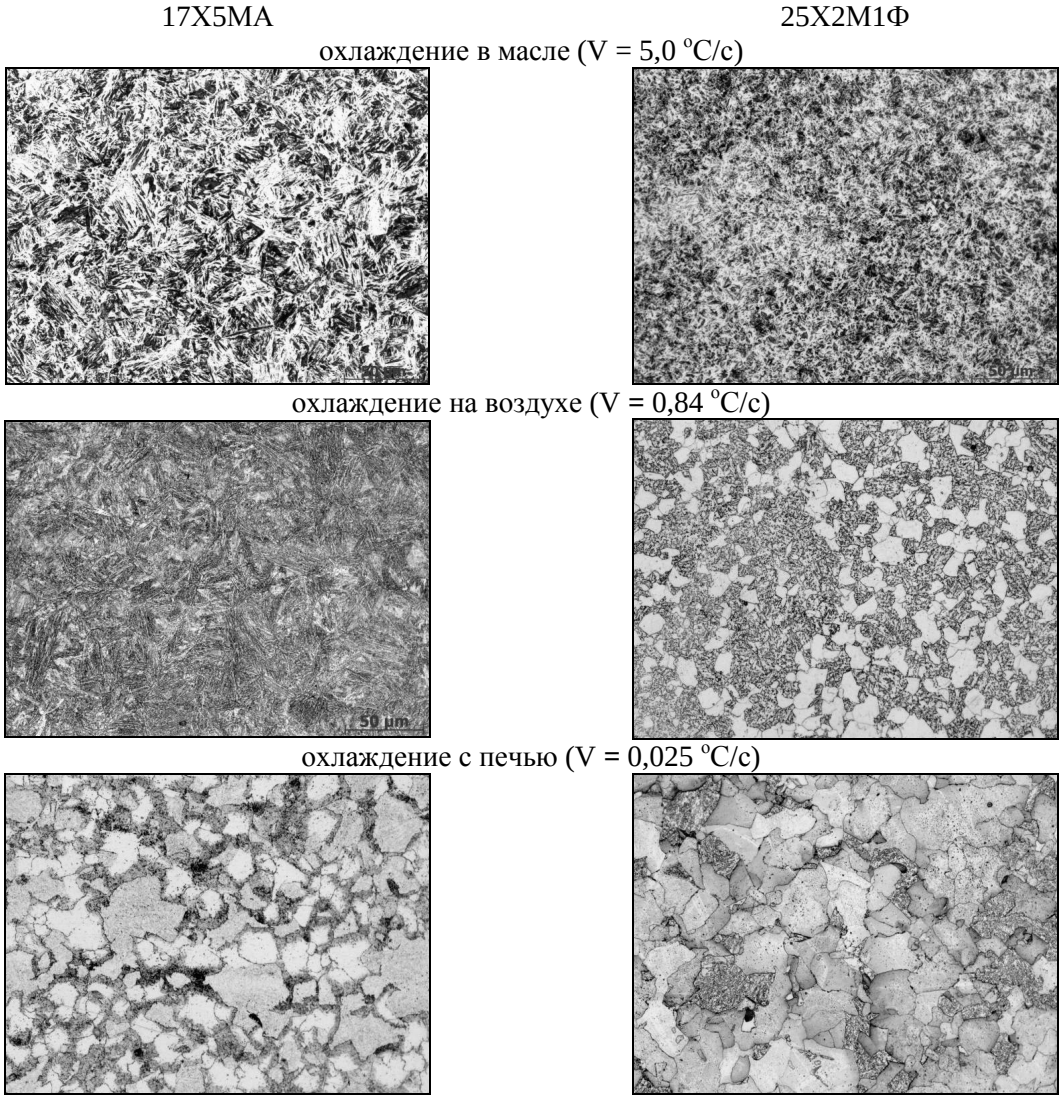


Рисунок 3 – Микроструктура сталей 17Х5МА и 25Х2М1Ф после охлаждения в различных средах (температура нагрева образцов 900 °С), ×500

Металлографический анализ показал, что после закалки в масле микростуктура образцов представляет собой мартенсит разной степени дисперсности и карбиды. В образце стали 25Х2М1Ф структура мартенсита более мелкоигольчатая, чем в образце стали 17Х5МА (рисунок 3). Это объясняется том, что в образце 25Х2М1Ф происходит выделение из мартенсита карбидов ванадия и молибдена [7].

После охлаждения на воздухе микроструктура имеет существенные различия. Для стали 17Х5МА основной фазой является мартенсит и ~15% бейнита, а для стали 25Х2М1Ф мартенсит и ~35% феррита. Присутствие в стали 25Х2М1Ф феррита свидетельствует о том, что температура 900 ºС является недостаточной для проведения процессов аустенитизации и нормализации данной стали.

При замедленном охлаждении с печью в исследуемых образцах формируется феррито-перлитная структура. В микроструктуре стали 25Х2М1Ф количество перлитной составляющей больше, чем в стали 17Х5МА, что объясняется повышенным содержанием углерода.

Выводы.

1) Изучено влияние хрома и молибдена на кинетику перитектического превращения в низкоуглеродистых сталях.

2) Показано, что стали 15Х5М и 12Х5МА являются доперитектическими, а стали 25Х2М1Ф и 17Х5МА являются заперитектическими.

3) Критические точки при нагреве стали 17Х5МА равны: Ac_1 = 800-805 ºС, Ac_3 = 850-855 ºС. Температура начала распада аустенита при скорости охлаждения выше критических равна 480 ºС. При дальнейшем охлаждении до 300 ºС переохлажденный аустенит распадается с образованием мартенсита.

4) На основании результатов дилатометрических и микроструктурных исследований образцов после различных скоростей охлаждения построена термокинетическая диаграмма распада переохлаждённого аустенита стали 17Х5МА. Показано, что хром и молибден в низкоуглеродистой стали повышают устойчивость аустенита при распаде по диффузионной кинетике с образованием феррита и перлита. Температурный интервал распада аустенита на бейнит при скорости охлаждения выше верхней критической скорости охлаждения совпадает с температурным интервалом распада аустенита на мартенсит при больших скоростях охлаждения. Микроструктурные исследования показали, что в стали 25Х2М1Ф за счет выделения дисперсных карбидов образуется более дисперсный мартенсит.

5) На основании полученных результатов и литературных данных было показано, что при содержании хрома 3,0-6,0 % наблюдается самый узкий температурный интервал устойчивости γ-α-состояния.

6) Выполненные исследования позволят в дальнейшем совершенствовать режим закалки деталей из изучаемых хромистых сталей с учетом их массы и масштабного фактора.

Библиографический список

1. Формирование аустенита в железоуглеродистых сплавах перитектического типа / Г.В. Левченко, А.И. Яценко, Е.Г. Дёмина // Фундам. и приклад. пробл. чёрной металлургии. К.: Наукова думка. – 2004. – Вып. 7. – С. 165 – 169.

2. Фазовые превращения и ликвация в низкоуглеродистых конструкционных сталях / А.И. Яценко, Г.В. Левченко, П.Д. Грушко // Фундам. и приклад. пробл. чёрной металлургии. К.: Наукова думка. – 1995. – С. 191–195.

3. Перитектическая кристаллизация и качество стальных отливок / Е.Г. Дёмина, Г.В. Левченко, А.И. Яценко // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии: Сб. научн. тр. – Днепропетровск: ИЧМ НАН Украины, 2004. – Вып. 8. – С. 312-318.

4. Попов А.А., Попова А.Е. Справочник термиста: Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита. М.: Машгиз, 1961. – 430 с.

5. Марочник сталей и сплавов /под ред. Сорокина В.Г. – М.: Машиностроение, 1989. – 639 с.

6. Гольдштейн М.И., Грачёв С.В., Векслер Ю.Г. Специальные стали. – М.: Металлургия, 1985. – 408 с.

7. Гольдштейн Я.Е., Мизин В.Г. Модифицирование и микролегирование чугуна и стали. – М.: Металлургия, 1986. – 272 с.

УДК 621.74.002.6:620.192.46

ВОЗМОЖНОСТИ ОБНАРУЖЕНИЯ ХОЛОДНЫХ ТРЕЩИН В СТАЛЬНЫХ ОТЛИВКАХ МЕТОДАМИ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ И ВИХРЕТОКОВОЙ ИНФРАКРАСНОЙ ТЕРМОГРАФИИ

Чепрасов А.И.[1], Князев С.В.[2], Усольцев А.А.[2], Долгополов А.Е.[2], Мамедов Р.О.[2]

[1]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, г. Томск, Россия
[2]Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия, krookia@mail.ru

***Аннотация**: Целью работы являлось исследование возможности обнаружения холодных трещин в массивных стальных изделиях с использованием ультразвукового и вихретокового возбуждения, а также тепловизионного способа регистрации температуры, что в перспективе должно завершиться разработкой требований к аппаратуре контроля.*

***Ключевые слова**: литье, трещина, контроль, термография, ультразвуковой, вихретоковый.*

INFLUENCE OF VIBRATION ON STRUCTURE AND DENSITY ALUMINIUM ALLOYS

Cheprasov A.I.[1],Knyazev C.V.[2], Usoltcev A.A.[2], Dolgopolov A.E.[2],Mamedov R. O.[2]

[1]National research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia
[2]Siberian state industrial university, Novokuznetsk, Russia, krookia@mail.ru

***Abstract**: The aim of the research was to study the possibility of detecting cold cracks in the massive steel products using ultrasonic and Eddy current excitation, as well as thermal imaging temperature recording method that should culminate in the requirements for equipment control.*

***Key words**: casting, crack, control, thermographs, ultrasonic, eddy current.*

Сущность предлагаемых методов состоит в следующем. Ультразвуковая (УЗ) инфракрасная (ИК) термография предусматривает локальное возбуждение импульсных или непрерывных ультразвуковых колебаний в объекте контроля с регистрацией температурного поля значительной части объекта контроля с помощью ИК тепловизора. Поверхностные и подповерхностные трещины проявляются в виде локальных аномалий температуры, вызванных эффектом внутреннего трения и механического гистерезиса. Основанием для разработки данного метода в рамках настоящего исследования явился положительный опыт по контролю композиционных материалов, а также зарубежный опыт по контролю металлов. Вихретоковая ИК термография использует индукционное возбуждение вихревых токов в металле, причем в зоне трещин температура повышается вследствие сгущения силовых линий электромагнитного поля.

Ультразвуковая ИК термография. Известные классические методы теплового нагружения при активном тепловом неразрушающем контроле (ТНК) применимы лишь для определенной категории обнаруживаемых дефектов. Как правило, эти методы требуют тепловой стимуляции всего объекта контроля, что не всегда приемлемо. Более того, некоторые категории дефектов в принципе не обнаруживаются обычной тепловой стимуляции, например, с помощью оптических нагревателей. Оптимальным методом стимуляции, по-видимому, явилась бы такая, которая не приводила бы к изменению температуры в бездефектных зонах.

В настоящее времени такого рода стимуляцию внутренних дефектов осуществляют термомеханическими методами.

В 90-х годах прошлого века получил распространение термин «вибротермография» (vibrothermography), обозначающий процедуру теплового контроля (ТК) скрытых структурных неоднородностей материалов по их поверхностным температурным полям при циклическом механическом нагружении. Подобную процедуру можно реализовать при звуковом или УЗ возбуждении материалов, поскольку источником существенного повышения температуры является внутреннее трение стенок дефектов при их облучении механическими волнами, то есть происходит термомеханический

нагрев.

Данный метод основан на анализе процессов рассеяния и поглощения звуковых (ультразвуковых волн) в твердых средах. При этом чаще всего используют УЗ стимуляцию, реализуя как принцип оптимального нагрева, так и преимущества метода синхронизации функции нагрева и регистрируемых температурных отсчетов. Данный метод разрабатывается независимо группой Г.Буссе (Штуттгартский университет, Германия) под названием «синхронная УЗ термография» (ultrasonic lock-in thermography) [1 – 4], а также Р. Томасом, Р. Фавро и др. (Университет Уэйна, США) [5], которые используют термин «звуковое ИК видение» (sonic IR imaging), или «термозвуковой метод» (thermosonics). В последние годы в США для обозначения соответствующей процедуры используется термин VibroIR или SonicIR (Ливерморская национальная лаборатория) [6].

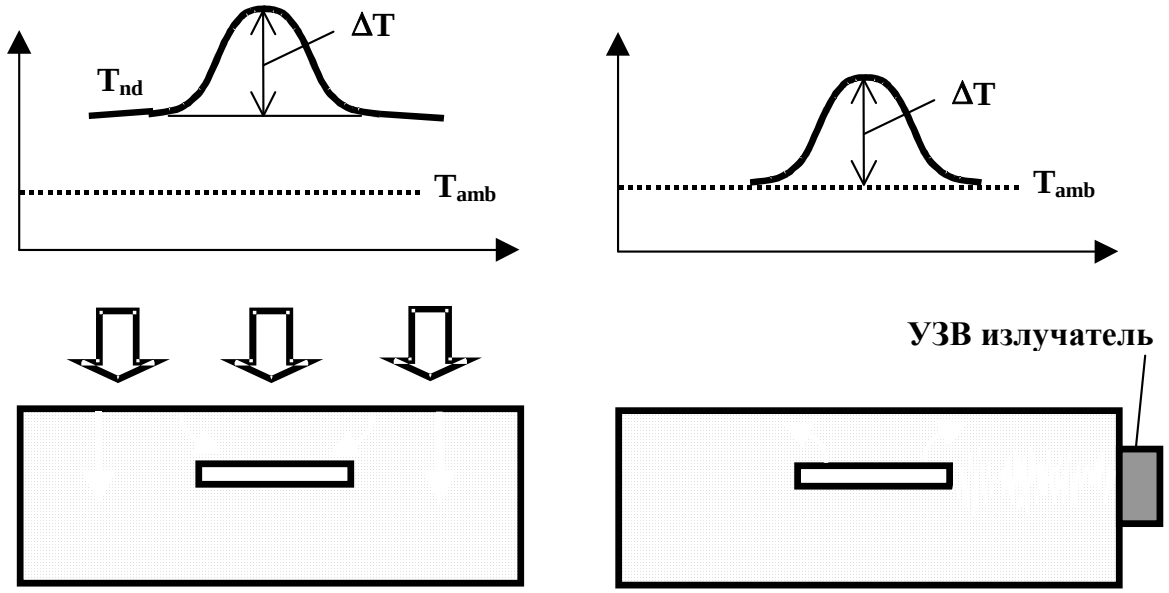


Рисунок 1 – Метод тепловых волн (ультразвуковая стимуляция)

Различие в способах поверхностного оптического и объемного УЗ нагрева проиллюстрировано на рисунке 1. При поверхностном нагреве избыточный температурный сигнал возникает не только над дефектом, но и в бездефектных зонах, что приводит к появлению шумового текущего контраста, обусловленного неоднородностями поверхности. УЗ стимуляция создает преимущественно температурный сигнал только в зоне дефекта, а температура бездефектных участков остается близкой к температуре окружающей среды, что получило название «принцип темного поля» (dark field). В результате при прочих равных условиях возрастает вероятность правильного обнаружения дефектов (снижаются требования к квалификации операторов). Важно отметить, что форма температурного сигнала при УЗ стимуляции далеко не всегда совпадает с формой сигнала, возникающей при поверхностном нагреве: во многих случая только отдельные участки внутренних дефектов генерируют заметное количество тепловой энергии вследствие трения стенок, поэтому топография поверхностного температурного сигнала может быть связана с зонами развивающихся трещин и не отражать уже «сформировавшиеся» дефекты.

Авторами метода [3, 4] описана экспериментальная установка, в которой УЗ возбуждение изделий осуществлялось упругими волнами частотой 20 кГц и мощностью несколько сотен Вт, амплитуду которых модулировали с частотой до 1 Гц. Для регистрации температуры был использован тепловизор Jade II фирмы CEDIP (ныне FLIR Systems), который обеспечивал запись термограмм форматом 320×240 с частотой кадров до 200 Гц в спектральном диапазоне 3 – 5 мкм. Время одного теста достигало 3 минут. Объектами исследования были композиционные материалы (угле- и стеклопластики) и керамики, для которых продемонстрированы такие преимущества УЗ стимуляции как селективность в отношении дефектов и эффективность использования энергии возбуждения. В частности, весьма эффективным оказалось обнаружение трещин и расслоений в стрингерах элеронов, изготовленных из углепластика, на модулирующей частоте 0,4 Гц. Другим контролируемым материалом был усиленный углеродными волокнами карбид кремния, который используют в космических челноках, тормозах высокоскоростных поездов и т.п., т.е. там, где необходимо противостоять быстрым и мощным изменениям температуры. Авторы исследования [3] полагают, что УЗ стимуляция позволяет обнаруживать те зоны, где развиваются трещины, тогда как поверхностное оптическое возбуждение

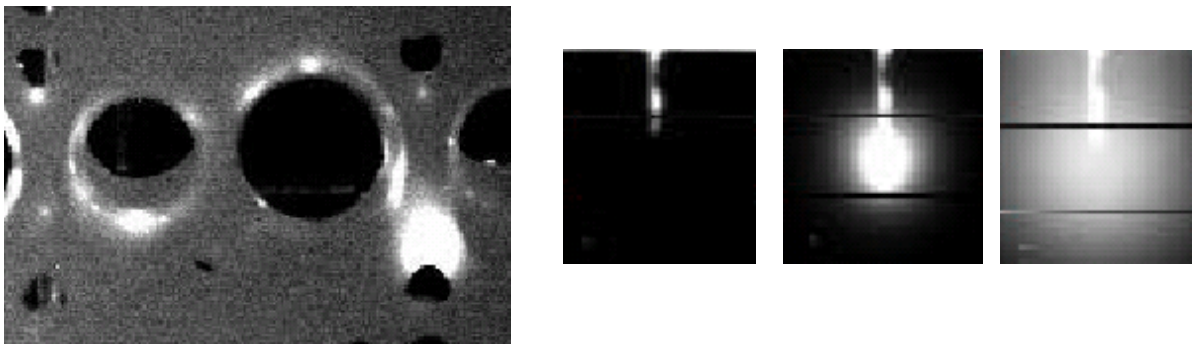
хорошо выявляет относительно большие участки с аномальными ТФХ. Применительно к заклепочным соединениям алюминиевых листов, широко применяемым в авиации, установлено, что обычные термограммы отражают влияние заклепок на передачу тепловой энергии и малочувствительны к трещинам. Картина температурного поля при модулированной УЗ нагрузке более привязана к относительным перемещениям соединенных листов под нагрузкой. В частности, при проверке данных вихретокового контроля, обнаружившего трещину вдоль ряда заклепок, УЗ термография показала, что та же трещина хорошо выявляется на частоте 0,06 Гц (мощность УЗ стимуляции 600 Вт) и по сравнению с вихретоковым контролем ее отметка имеет бóльшую длину как на фазограмме, так и на амплиграмме.

Дальнейшее повышение конкурентоспособности метода УЗ термографии связано с увеличением вводимой энергии и, соответственно, расширением зоны контроля, которая в настоящее время составляет около 1 кв. м.. При выборе параметров УЗ нагревателя необходимо предотвращать образование стоячих волн, в узлах которых возможен пропуск дефектов (на термограммах стоячие волны видны в виде регулярных полос).

Одним из основных недостатков метода периодической УЗ стимуляции является необходимость сохранять хороший контакт между изделием и УЗ стимулятором в течение нескольких минут, необходимых для проявления достаточно глубоких дефектов. Для решения этой проблемы по аналогии с оптическим возбуждением предложено использовать для нагрева изделий короткие УЗ импульсы (с определенной несущей частотой), а поверхностное температурное поле исследовать с помощью тепловизора на стадии охлаждения (phase angle thermography with ultrasound burst excitation) [1, 4]. Экспериментальные результаты получены при обнаружении трещины, проходившей по ряду заклепок в алюминиевом стрингере авиационной панели. Длительность УЗ импульса мощностью 2 кВт составляла 100 мс. Стадию охлаждения исследовали в течение 3 с при частоте записи термограмм 15 Гц. Трещина была видна через 270 мс вследствие трения ее стенок, однако интерпретация исходных термограмм была затруднена наличием шумов, а также нагревом изделия вблизи УЗ системы.

В работе [4] приведены сравнительные данные по оптическому и импульсному УЗ возбуждению при испытаниях изделий авиакосмической техники. Использованы УЗ импульсы мощностью до 600 Вт и длительностью 100 мс (несущая частота 20 кГц). Результаты УЗ термографии признаны наиболее информативными при контроле композиционных материалов, керамических покрытий на турбинных лопатках и заклепочных соединений.

Исследования в Университете Уэйна сфокусированы на обнаружение трещин при импульсном УЗ возбуждении [5]. Используют «УЗ пушку» для сварки (ultrasonic gun) фирмы Branson, которая генерирует импульс мощностью 1 кВт и длительностью 30 – 200 мс с несущей частотой 20 кГц. Импульс вводится путем прямого контакта через стальной рупор диаметром 1,3 см, используя иммерсионную пасту; процесс развития температуры наблюдают в течение нескольких секунд. Подповерхностные трещины проявляются в виде зон локального повышения температуры на фоне практически «холодного» изделия (рисунок 2, а). Особенно отчетливо эффекты генерации тепла в области трещин проявляются при записи последовательностей термограмм и их просмотре в виде ИК фильма (пример термограмм растущей трещины длиной 1 мм приведен на рисунок 2, б).



а б

а – термограмма многочисленных трещин (светлые зоны) в алюминиевой панели блока цилиндра двигателя внутреннего сгорания; б – развитие трещины в зоне пропила в алюминиевой пластине толщиной 3 мм (длина трещины менее 1 мм)

Рисунок 2 – Импульсная ультразвуковая ИК термография (результаты получены зарубежным партнером Исполнителя – Университетом Уэйна, г. Детройт, США)

В Ливерморской национальной лаборатории США выполнены исследования по применению УЗ вибротермографии для обнаружения дефектов паяных соединений в изделиях сложной формы, в частности, в зоне соединения трубок и пластин. Установлено, что дефектные паяные соединения проявляют специфические сигнатуры теплового поля при нагружении изделия в течение 0,1 с пакетом УЗ импульсов мощностью 300 Вт на частоте 30 кГц [6]. Преимуществом метода является слабая зависимость результатов от точки ввода ультразвука. Недостаток – возможность индуцирования новых дефектов при достаточно большой мощности УЗ импульсов. В той же лаборатории были проведены сравнительные испытания акустической микроскопии, радиографии, УЗ метода и вибротермографии при обнаружении дефектов различного типа в носовой панели космического «челнока», выполненной из 36-слойного углепластика и покрытой карбидом кремния. Результаты вибротермографических испытаний оказались весьма многообещающими.

В целом, следует констатировать, что метод ИК термографии при УЗ стимуляции изделий является перспективным, однако его особенности до сих пор изучены слабо; например, во многих случаях, где интуитивно ожидалось возникновение динамических температурных сигналов, такие сигналы не регистрировались. Динамический отклик объекта контроля зависит от энергии возбуждения, способа закрепления объекта контроля, в особенности, тонких изделий, и свойств материала. Частота УЗ стимуляции должна быть близкой к собственным частотам изделия с целью повысить эффективность генерации тепла.

Вихретоковая ИК термография. Метод неразрушающих испытаний, комбинирующий тепловизионный принцип регистрации температуры и вихретоковый (индукционный) принцип нагрева, в последнее время приобрел определенную популярность при контроле металлов. Металлы зачастую обладают низким коэффициентом поглощения электромагнитного излучения, что затрудняет их оптический нагрев с помощью ламп и лазеров. При индукционной стимуляции в поверхностном слое объекта контроля индуцируются вихревые токи, и нагрев материала происходит за счет джоулева нагрева. Стимуляцию производят либо импульсными, либо периодически-модулированными волнами, причем результаты испытаний анализируют с использованием принципа синхронного детектирования или фазового анализа.

Вихревые токи генерируются только в поверхностном слое материала (скин-слое), толщина которого зависит от частоты возбуждения, магнитной проницаемости и электропроводности материала. В магнитных материалах, таких как сталь, глубина проникновения весьма мала, составляя, например, около 0,03 мм для частоты возбуждения 200 кГц. Вихревые токи, протекая в скин-слое, огибают трещину и концентрируются в ее углах, повышая интенсивность джоулева нагрева и, следовательно, температуру на несколько градусов. Повышение температуры тем больше, чем глубже трещина. В немагнитных материалах глубина проникновения вихревых токов значительно выше, чем в магнитных, поэтому в зоне трещин их плотность может уменьшаться, приводя с понижению температуры. Эффективность вихретоковой стимуляции зависит от ориентации магнитного поля относительно выявляемых трещин, поэтому при практическом контроле необходимо поворачивать объект контроля.

Например, в работе австрийских исследователей [7] исследованы стальные отливки с поверхностными дефектами глубиной до нескольких миллиметров. Для нагрева использовали высокочастотный (ВЧ) генератор мощностью 10 кВт с длительностью импульса 0,1-1 с, а объект контроля размещали внутри катушки. Однородное магнитное поле создавалось катушками Гельмгольца, размещаемыми друг от друга на расстоянии радиуса. Текстуру температурного поля можно сделать более контрастной, используя Фурье-анализ. Установлено, что на фазограмме дефектные отметки слабо зависят от глубины трещин, поэтому для оценки параметров дефектов следует совместно анализировать исходные ИК термограммы и фазограммы. Преимуществом фазового анализа является то, что фаза сигнала сильно изменяется в районе трещин и слабо зависит от геометрии объекта контроля, даже если она приводит к значительным температурным аномалиям.

В работе [8] описан вихретоковый ТК отливок. Показано, что в тонкостенных трубах сквозные трещины характеризуются повышением температуры только в устьях трещин. Предложена схема полностью автоматического контроля, при котором изделие падает через катушку нагрева, а три ИК камеры регистрируют температурное поле изделий в процессе их падения. Для анализа результатов испытаний предложен целый набор алгоритмов, позволяющих устранить искажения термограмм вследствие падения и сегментировать изображение дефектов.

Библиографический список

1. Dillenz A., Zweschper Th., Busse G. Elastic wave burst thermography for NDE of subsurface features. // Insight, December 2000. V. 42. No. 12. – P. 815-817.

2. Zweschper Th., Dillenz A., Busse G. Ultrasound lock-in thermography - a defect selective method for the inspection of aerospace components. // Insight, March 2001. V. 43. No. 3. – P. 173-179.

3. Zweschper Th., Dillenz A., Busse G. Ultrasound lockin thermography – an NDT Method for the inspection of aerospace structures. // Proc. Eurotherm Seminar No. 64 “Quant. IR Thermography”, Reims, France, July 18-21, 2000. – P. 212-217.

4. Dillenz A., Zweschper Th., Busse G. Phase angle thermography with ultrasound burst excitation. // Proc. Eurotherm Seminar No. 64 «Quant. IR Thermography», Reims, France, July 18-21, 2000. – P. 247-252.

5. Favro L.D., Han X., Ouyang Z. et al. IR imaging of cracks excited by an ultrasonic pulse. // Proc. SPIE «Thermosense-XXII», 2000. V. 4020. – P. 182-185.

6. Burke M.W., Miller W.O. Status of VibroIR at Lawrence Livermore National Laboratory. // Proc. SPIE «Thermosense-XXVI», 2004. V. 5405. – P. 313-321.

7. Oswald-Tranta B., Sorger M. Automatic defect classification in inductive thermographical testing.-Proc. QIRT’2010 Conference, 2010.- P. 162-167.

8. Oswald-Tranta B., Sorger M., P. O’Leary. Thermographic crack detection and failure classification. – Journal of Electronic Imaging, Vol. 19(3), 1 (July-Sept. 2010).-P. 1-1 to 1-6.

УДК 669.017:536.421:621.746

ВЛИЯНИЕ ВИБРАЦИИ НА СТРУКТУРУ И ПЛОТНОСТЬ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Усольцев А.А., Князев С.В., Куценко А.И., Долгополов А.Е., Мамедов Р.О.

Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, a.us@rambler.ru

Аннотация*: Приведены исследования на алюминиевых сплавах марки АК9М2 и АК12М2. Установлено, что для исследуемых сплавов АК9М2 и АК12М2 оптимальной является амплитуда в 2 – 2,2 мм, позволяющая получить плотный литой сплав с мелкозернистой структурой.*

Ключевые слова*: вибрация, кристаллизация, структура, плотность, алюминиевые сплавы.*

INFLUENCE OF VIBRATION ON STRUCTURE AND DENSITY ALUMINIUM ALLOYS

Usoltcev A.A., Knyazev C.V., Kutsenko A.I., Mamedov R. E., Dolgopolov A.E.

Siberian state industrial university,
Novokuznetsk, Russia, a.us@rambler.ru

Abstract*: Presents studies on the aluminum alloy brand AK9M2 and AK12M2. It was found that the alloys AK9M2 and AK12M2 is optimal amplitude of 2 – 2.2 mm, which allows to obtain a dense cast alloy with a fine grain structure.*

Key words: *vibration, crystallization, structure, density, aluminum alloys.*

Структура и плотность литых сплавов, во многом, определяют основные свойства металла в отливках. Одним из направлений в металлургии является коренное улучшение качества металла, улучшение их технико-экономических характеристик. Решение указанной задачи возможно путем активного вмешательства в процесс кристаллизации с помощью вибрационной обработки.

Определяющими параметрами, оказывающими влияние на кристаллизующийся расплав при вибрационной обработке, являются частота и амплитуда вибрационного воздействия. По имеющимся данным [1, 2] и собственным исследованиям для алюминиевых сплавов оптимальная частота вибрации составляет 50 Гц. Вибрационные нагрузки протекали только в вертикальных плоскостях. Амплитуда вибрации варьировалась в интервале от 0,5 до 5 мм. Исследования проводились на алюминиевом сплаве марки АК9М2 и АК12М2. Температура перегрева сплава оставалась постоянной и составляла 835 – 850 градусов Цельсия. Температура заливки образцов также оставалась постоянной и составляла 750 – 760 градусов Цельсия. Расплав заливали в цилиндрический кокиль следующих размеров: внутренний

диаметр 64 мм и высота 145 мм. Кокиль, установленный на виброустановку, прочно закрепляли специальными стяжками к вибростолу. С момента заливки и до полного затвердевания расплав подвергался вибрации с разными амплитудами. В дальнейшем из полученных слитков вырезались образцы из его центра на одинаковом расстоянии от дна слитка и из его донной части. Плотность образцов измерялась методом гидростатического взвешивания. Помимо определения плотности литых алюминиевых сплавов фиксировались температурные зависимости с помощью установленных термопар в центре слитка и на его поверхности.

Качество металла зависит от состава сплавов и особенностей их кристаллизации, которая характеризуется теплотой кристаллизации и величиной переохлаждения расплава. Одним из основных методов определения параметров кристаллизации является дифференциальный термический анализ. Для его проведения фиксировались температурные зависимости с помощью установленных термопар в центре слитка, на границе контакта расплав - кокиль и наружная температура кокиля. Для непрерывной регистрации температурных зависимостей $T = f(\tau)$ применялся автоматизированный измерительный комплекс на базе персонального компьютера и контроллеров типа ICP CON 7018, 7520 [2].

Для получения дифференциальных термических кривых, фактически измеренная температура сглаживалась методом кусочно-экспоненциальной сплайн-аппроксимацией и определялась $dT/d\tau$. Кроме этого определялась скорость нагрева поверхности изложницы.

Скорость нагрева поверхности изложницы свидетельствует об увеличении скорости кристаллизации сплавов, подвергнутых вибрации. Установлено, что максимальная температура прогрева поверхности изложницы наблюдается у сплавов АК9М2 и АК12М2, подвергнутых вибрации с амплитудой 7 мм.

Известно, что изменение температурного градиента в теле слитка (между центром слитка и его поверхностью) изменяет протяженность характерных структурных зон в макроструктуре слитка.

Снижение температурного градиента между центром слитка и его поверхностью увеличивает склонность сплава к объемной кристаллизации, уменьшает зону столбчатых кристаллов и, соответственно, увеличивает зону равноосных кристаллов.

В исследуемых сплавах АК9М2 и АК12М2, подвергнутых вибрации с амплитудой 0,5 мм наблюдался в начальный момент времени охлаждения максимальный температурный градиент и скорость его изменения была невысока.

Дальнейшее увеличение амплитуды вибрации увеличивает темп снижения температурного перепада в теле слитка как в сплаве АК9М2, так и в сплаве АК12М2.

Анализ полученных дифференциальных термических кривых позволил установить следующее. Обработка сплавов вибрацией смещает критические точки начала кристаллизации (ликвидуса) и окончания кристаллизации (солидуса).

Для доэвтектического сплава АК9М2 при увеличении амплитуды вибрации снижается температура ликвидуса с 624,8 до 621,7 ^{0}С, а температура солидуса снижается с 576,9 до 570, 5 ^{0}С.

Для заэвтектического сплава АК12М2 установлено, что при увеличении амплитуды вибрации увеличивается температура ликвидуса с 605 до 607 С^0, а температура солидуса снижается с 576,4 до 574, 3 ^{0}С.

Изменение критических точек, интервала и скорости кристаллизации оказывает влияние на структуру алюминиевых сплавов.

Выявлены следующие закономерности влияния режимов вибрации на структуру. Было установлено, что для состава АК9М2, при увеличении амплитуды вибрации до 1 мм, наблюдается измельчение зерна в 1,33 раза. Далее при увеличении амплитуды вибрации с 0,5 до 2 мм наблюдается увеличение размера зерна в 1,9 раз. Это объясняется по-видимому тем, что максимальное количество твёрдой фазы начинает выделяться ближе к линии солидуса. При вибрации с 2 до 3 мм установлено измельчение зерна в 2 раза. При амплитуде свыше 3 мм происходит незначительное увеличение зерна в 1,36 раза. Для состава АК9М2, при амплитуде вибрации с 0,5 до 2 мм происходит снижение содержания фазы эвтектики в 1,2 раза. При увеличении амплитуды с 2 до 3 мм наблюдается увеличение выделения фазы эвтектики в 1,4 раза. При амплитуде свыше 3 мм видно незначительное увеличение эвтектики.

Для состава АК12М2 можно сделать следующие выводы. При амплитуде 2 мм наблюдается наименьшее значение размера зерна. Увеличение амплитуды от 2 до 3 мм или уменьшении от 2 до 1,2 мм происходит увеличение зерна в 1,4 раза. При увеличение амплитуды с 0,45 мм до 2 мм зафиксировано снижение содержания α-фазы. При увеличении амплитуды свыше 2 мм наблюдается незначительное уменьшение α-фазы.

С повышение амплитуды вибрации с 0, 5 до 2 – 2,15 мм наблюдается увеличение плотности в 1, 2 и 1,15 раза для сплавов АК12М2 и АК9М2 соответственно. Увеличение плотности образцов, вы-

резанных из слитков, связано, в первую очередь, с сильным перемешиванием слоев жидкого металла, улучшением газовыделения при вибрации, увеличением зоны более плотных столбчатых кристаллов. Дальнейшее повышение амплитуды вибрации приводит к снижению плотности литого сплава (рисунок 1), что объясняется следующим. При таком режиме вибрации масса жидкого сплава, частично (или полностью) отрываясь от поверхности твердой фазы, захватывает частицы газа в межкристаллическое пространство, перекрывая их сверху выпадающими из жидкой фазы мелкими кристаллами. Плотность образцов из сплава АК12М2, вырезанных из донной части, с увеличением амплитуды вибрации незначительно повышается. Повышение амплитуды до 2 мм несколько повышает плотность образцов с 2,68 до 2,71 г/см^3. Дальнейшее увеличение амплитуды вибрации незначительно снижает плотность образцов.

При формировании кристаллических структур вибрационная энергия расходуется не только на разрушение ветвей дендритов и создание в системе дополнительных центров кристаллизации, но и на повышение интенсивности теплоотвода от расплава к стенкам изложницы. Это приводит к повышению темпа кристаллизации и ускорению затвердевания слитка. Темп кристаллизации для сплавов АК12М2 и АК9М2 увеличивается при амплитуде 0,5 мм в 1,1 и в 1,26 раза соответственно, при амплитуде 3 мм в 1,8 и в 2,25 раза соответственно.

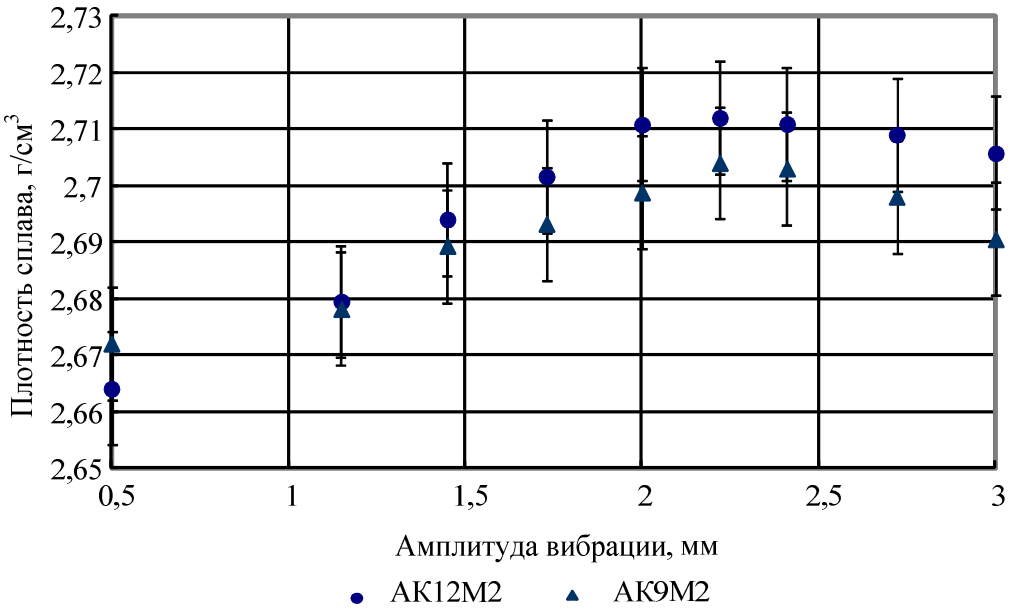


Рисунок 1 – Влияние амплитуды вибрации на плотность алюминиевых сплавов

Время кристаллизации для сплава АК12М2 снижается в 1,1 раза при амплитуде вибрации 0,5 мм и в 1,43 раза при амплитуде вибрации 3 мм.

Время кристаллизации сплавов для сплава АК9М2 снижается в 1,35 раза при амплитуде вибрации 0,5 мм и в 2,34 раза при амплитуде вибрации 3 мм. Для сплавов АК9М2 и АК12М2 оптимальной является амплитуда в 2 ÷ 2,2 мм, позволяющая получить плотный литой сплав с мелкозернистой структурой.

Библиографический список

1. Иванцов А.А., Крушенко Г.Г. О механизме влияния упругих колебаний на алюминиево-кремниевые сплавы // Литейное производство. – 2003. – № 2. – С.29 - 31.

2. Гладков М.И., Балакин Ю.А. Расчет параметров вибрационной обработки кристаллизующихся металлов // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2003. – № 9. – С. 56 – 60.

3. Коротких И.К., Куценко А.И., Козлов Г.И., Усольцев А.А. Автоматизированный измерительный комплекс для исследования литейных процессов // Матер. V всероссийской научно-практической конференции «Системы автоматизации в образовании, науке и производстве». – Новокузнецк, 2005. – С. 424 - 426.

УДК 669.71.046.516.4

ВЛИЯНИЕ МОДИФИЦИРОВАНИЯ НА ТЕПЛОВОЕ РАСШИРЕНИЕ АЛЮМИНИЯ И ЕГО СПЛАВОВ

Попова М.В., Малюх М.А.

Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, starostina_ma1976@ mail.ru

Аннотация: *Представлены результаты исследований влияния легирования и обработки расплава (модифицирования), на температурный коэффициент линейного расширения (ТКЛР) алюминия и его сплавов с Si и Cu. Установлено, что наибольшее снижение ТКЛР во всем температурном интервале испытания (50 – 450 ^{o}C) было достигнуто в результате совместной обработки расплава алюминия оксидом кремния SiO_2 и карбидом кальция $CaCO_3$.*

Ключевые слова: *алюминий, кремний, температурный коэффициент линейного расширения, обработка расплава, легирование, модифицирование.*

THE MODIFYING EFFECT THERMAL EXPANSION OF ALUMINIUM AND ITS ALLOYS

Popova M. V., Malyuh M. A.

Siberian State Industrial University
Novokuznetsk, Russia, starostina_ma1976@ mail.ru

Abstract: *Results of researches of influence of alloying and melt processing (modification), temperature coefficient of linear expansion (TCLE) of aluminium and its alloys with Si and Cu. The greatest reduction in thermal expansion in the whole temperature range tested (50 – 450 ^{o}C) was attained as a result of joint processing of molten aluminum with silicon oxide SiO2 and calcium carbide $CaCO_3$.*

Key words: *aluminum, silicon, temperature coefficient of linear expansion, the melt treatment, alloying, modification.*

В настоящее время наука и техника все больше нуждаются в новых материалах, обладающих регламентируемыми функциональными свойствами. В наибольшей мере это касается приборостроения, обслуживающего, среди прочих, такие наукоемкие отрасли машиностроения как космическая и авиационная техника. Одним из свойств, необходимых для приборных материалов, является контролируемый температурный коэффициент линейного расширения (далее – ТКЛР), определяющий размерную стабильность и, следовательно, точность прибора в рабочем интервале температур.

Наиболее перспективными в этом направлении являются порошковые алюминиевые дисперсно-упрочненные материалы, получаемые методами порошковой металлургии [1]. Лучшим достижением на сегодняшний день в области легких сплавов являются САС (спеченные алюминиевые сплавы). Производство их предусматривает введение больших количеств кремния и других легирующих элементов, брикетирование порошков и горячее прессование заготовок.

Таким образом, возникает необходимость поиска возможностей получения у алюминия, не содержащего дорогостоящих легирующих элементов, значений ТКЛР, характерных для спеченных алюминиевых сплавов.

Установлено, что ТКЛР алюминия можно изменять за счет обработки расплава и последующей термической обработки [2]. В связи с этим целью данной работы являлось исследование возможности уменьшения ТКЛР алюминия за счет комплексного воздействия, предусматривающего обработку расплава и легирование элементами, линейное расширение которых меньше, чем у алюминия, такими как кремний и медь. При комнатной температуре ТКЛР алюминия технической чистоты составляет $23{,}3 \cdot 10^{-6}$ град$^{-1}$. Для сравнения – ТКЛР Cu и Si при комнатной температуре составляет 16,61 и $3{,}03 \cdot 10^{-6}$ град$^{-1}$ [3].

Ранее нами уже проводился анализ влияния легирования Cu и Si на ТКЛР алюминия [4, 5]. Исследования показали, что сплавы, содержащие 5 % Cu и 5 % Si, имеют близкие значения ТКЛР в области высоких температур. После легирования Cu и Si наблюдается снижение ТКЛР, поэтому следовало бы ожидать, что совместное действие легирования и обработки расплава позволит получить допол-

нительное его уменьшение.

Для исследования производили выплавку в закрытой лабораторной печи сопротивления в алундовом тигле. После расплавления алюминия вводили легирующие элементы, такие как Si и Cu, затем расплав обрабатывали $CaCO_3$ раздельно и с SiO_2. В ходе экспериментов варьировали время воздействия реагента, а также его количество. Из полученных слитков изготавливали образцы для дилатометрического исследования. ТКЛР определяли с помощью дифференциального оптического фоторегистрирующего дилатометра системы Шевенара, погрешность определения составляла $\pm 0{,}1 \cdot 10^{-6}$ град $^{-1}$.

Дилатометрические исследования показали, что введение в обработанный расплав небольшого количества кремния (1 и 5 %) приводит к снижению ТКЛР алюминия в интервале 50 – 250 °С, причем это снижение тем значительней, чем выше содержание кремния в расплаве [6], что видно на рисунке 1 а, б. Для сравнения представлены температурные кривые изменения ТКЛР образцов без обработки и предварительно обработанных $CaCO_3$.

Присадка 1 % Si дает снижение ТКЛР на 1 – 3 % в интервале температур испытания 50 – 150 °С. Присадка 5% Si дает снижение ТКЛР на 5 – 7 % в этом же интервале температур ($\alpha = 19{,}3 \cdot 10^{-6}$ град$^{-1}$, тогда как ТКЛР алюминия обработанного $CaCO_3$, равен $20{,}7 \cdot 10^{-6}$ град$^{-1}$).

Значительным является тот факт, что во всем температурном интервале испытания наблюдаются более низкие значения ТКЛР образцов, предварительно обработанных $CaCO_3$ в сравнении с образцами, содержащими 1 и 5 % Si, но без обработки расплава.

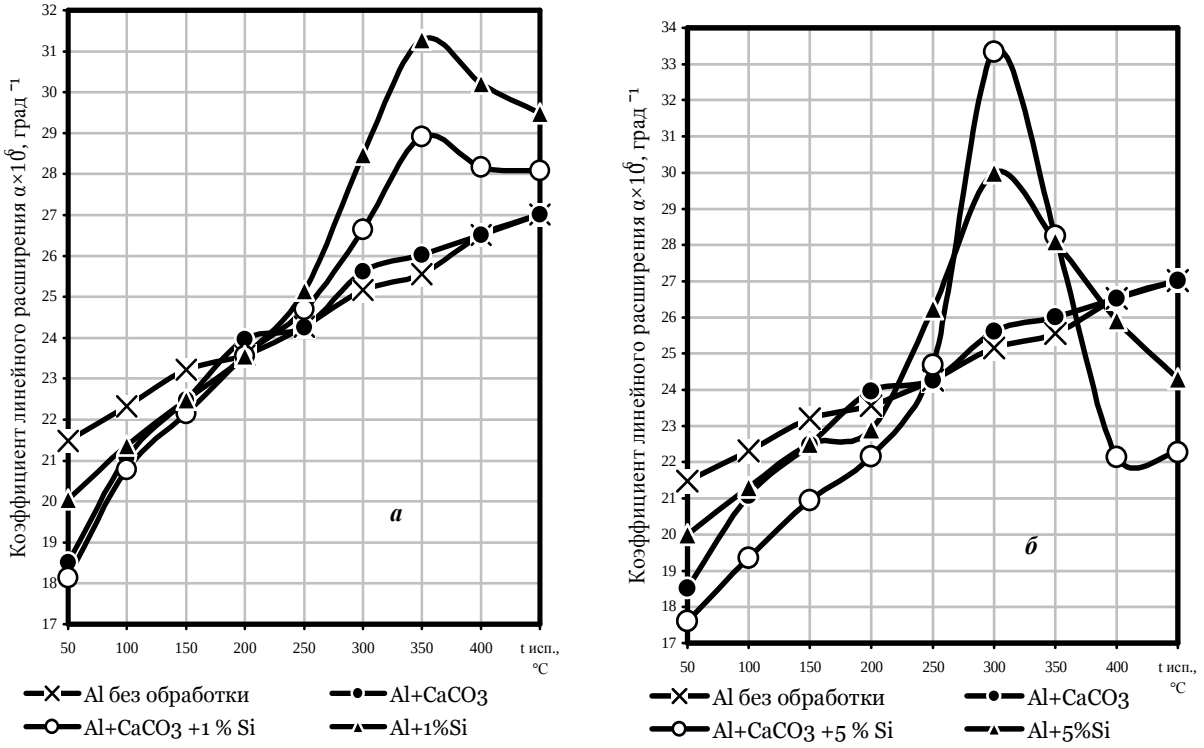


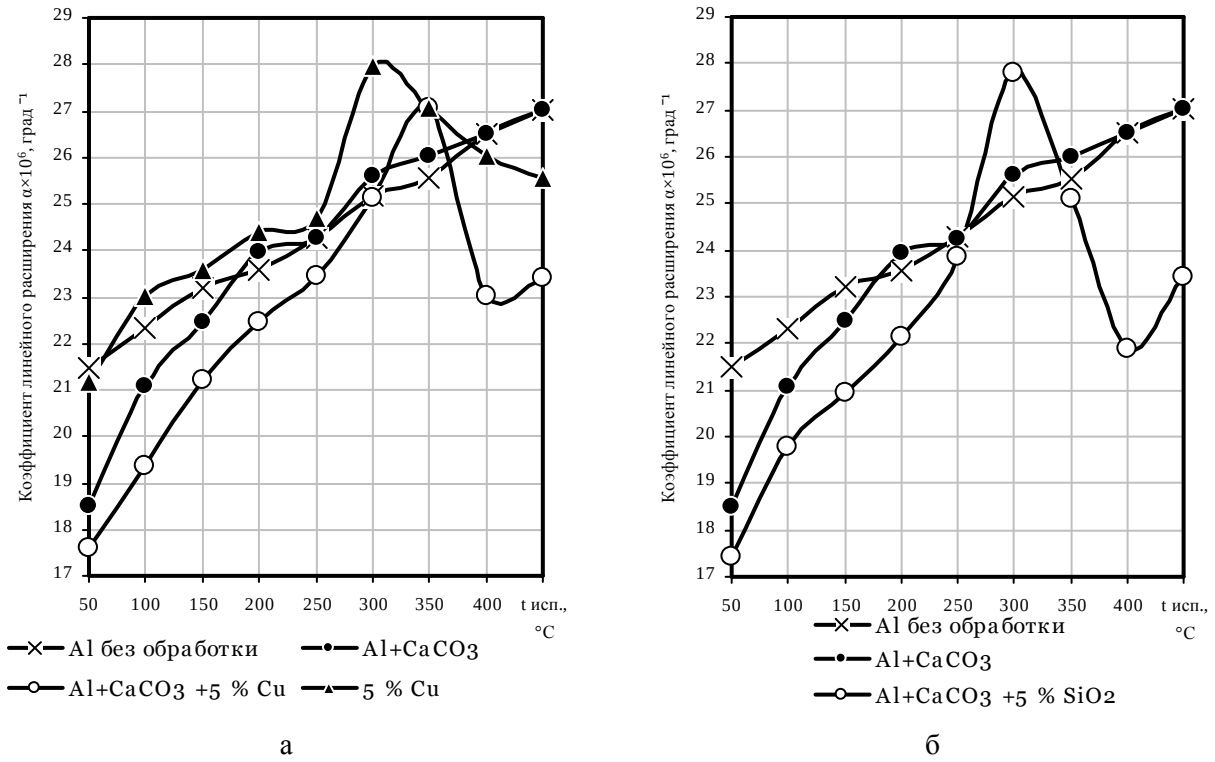
Рисунок 1 – Влияние добавок Si на линейное расширение алюминия, предварительно обработанного $CaCO_3$

Установлено, что добавка меди приводит к снижению ТКЛР в интервале температур испытаний 50 – 300 °С на 5 – 10 % по сравнению с обработкой $CaCO_3$ без меди и на 10 – 20 % по сравнению с необработанным алюминием, что видно на рисунке 2, а.

При температуре 350 °С наблюдается увеличение ТКЛР на 4 % как по отношению к исходному (необработанному), так и по отношению к алюминию, предварительно обработанному $CaCO_3$. В интервале температур 400 – 450 °С наблюдается снижение ТКЛР на 15 % по отношению к исходному и предварительно обработанному алюминию.

Полученные данные подтверждают предположение о дополнительном уменьшении ТКЛР благодаря сочетанию легирования и обработки расплава $CaCO_3$. Так, в случае легирования алюминия 5 % Si средний ТКЛР в интервале 50 – 150 ºС имеет значение $\bar{\alpha}_{50\text{-}150} = 21{,}3 \cdot 10^{-6}$ град$^{-1}$, а сочетание легиро-

вания и обработки расплава уменьшает его до $\overline{\alpha}_{50\text{-}150}$ = 19,3·10^{-6} град$^{-1}$. После легирования алюминия 5 % Cu средний ТКЛР в интервале 50 – 150 ºС равен $\alpha_{50\text{-}150}$ = 22,6·10^{-6} град$^{-1}$, а сочетание легирования и обработки расплава дает снижение до значений $\overline{\alpha}_{50\text{-}150}$=19,4 ·10^{-6} град$^{-1}$.



а б

Рисунок 2 – Влияние добавок Cu (а) и SiO_2 (б) на линейное расширение алюминия, предварительно обработанного $CaCO_3$

Известно, что для модифицирования структуры алюминиевых сплавов применяют оксиды легирующих элементов. Например, эффективными способами модифицирования структуры и повышения механических свойств силуминов являются обработка расплава смесью фосфористой меди (Cu_3P) и оксида меди (CuO), а также обработка расплава смесью фосфористой меди (Cu_3P) и оксида свинца (PbO) [7, 8]. При этом наиболее эффективно проявляется модифицирующее воздействие оксидов совместно с наводороживанием расплава [9]. В настоящей работе изучено влияние обработки расплава смесью ($CaCO_3$ + 5% SiO_2) на ТКЛР алюминия. Данный вид обработки приводит к снижению ТКЛР на 10 – 20 % в интервале температур 50 – 250 °С по сравнению с исходным алюминием и на 3 – 5 % по сравнению с алюминием, обработанным $CaCO_3$, что видно на рисунке 2, б.

При температуре 300 °С наблюдается значительное увеличение ТКЛР на 8 % как по сравнению с исходным, так и в сравнении с предварительно обработанным алюминием. В интервале температур 350 – 450 °С наблюдается снижение ТКЛР, причем минимальное значение при температуре испытания 400 °С составляет 17 % от значений исходного алюминия (α =21,9·10^{-6} град$^{-1}$, тогда как α исходного алюминия равен 26,5·10^{-6} град$^{-1}$).

Сравнение представленных выше данных показывает, что характер изменения температурных кривых образцов, подвергнутых модифицированию, примерно одинаков: до температуры испытания 250 °С наблюдается плавное увеличение ТКЛР, а в интервале 250 – 350 °С происходит резкий скачок ТКЛР (аномалия линейного расширения). Усредненные значения ТКЛР в низко-, средне- и высокотемпературных интервалах испытаний представлены в таблице 1.

Таким образом, совместная обработка расплава оксидами легирующих элементов и карбидом кальция обеспечивает наибольшее снижение ТКЛР во всем интервале температур испытания по сравнению с раздельным легированием и обработкой расплава $CaCO_3$. На основании полученных данных можно утверждать, что с помощью обработки расплава смесью ($CaCO_3$ +5 % SiO_2) возможно получить алюминий, имеющий гораздо более низкие значения ТКЛР, чем это принято считать.

Таблица 1 – Влияние обработки расплава и легирования на линейное расширение Al

Обработка расплава	Средний ТКЛР $\alpha\times10^6$ град$^{-1}$ в интервале температур, ^{o}C		
	50 – 100	150 – 250	300 – 450
Без обработки	21,9	23,7	26,1
1 % Si	20,7	23,7	29,9
5 % Si	20,6	23,9	27,1
5 %Cu	22,1	24,2	26,6
$CaCO_3$ +1 % Si	19,5	23,5	27,9
$CaCO_3$ +5 % Si	18,5	22,6	26,5
$CaCO_3$ +5 %Cu	18,5	22,4	24,7
$CaCO_3$ +5 % SiO_2	18,6	22,3	24,5

Библиографический список

1. Гопиенко В.Г. Спеченные материалы из алюминиевых порошков / В.Г. Гопиенко, М.Е. Смагоринский, А.А. Григорьев // М.: Металлургия, 1993.- 320 с.

2. Попова М.В. Некоторые особенности влияния условий приготовления и термической обработки на линейное расширение технического алюминия / М.В. Попова, Л.Ю. Пайкина // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии: Сборник научных трудов. Вып.5., 1997. – С. 116-120.

3. Таблицы физических величин. Справочник / Под ред. акад. И.К. Кикоина. – Атомиздат, 1976. – 1008 с.

4. Афанасьев В.К. Особенности влияния меди на линейное расширение алюминия А7 / В.К.Афанасьев, А.В.Горшенин, М.А. Старостина (М.А. Малюх) и др. // Металлургия машиностроения. – 2010. - № 3. – С.30-34.

5. Афанасьев В.К. О влиянии кремния на тепловое расширение алюминия А7 / В.К. Афанасьев, А.В. Горшенин, М.В. Попова, А.Н. Прудников, М.А. Старостина (М.А. Малюх) // Металлургия машиностроения. – 2010. - № 6. – С. 23-26.

6. Коношенкина Н.В. Наследственное влияние предварительной обработки жидкого алюминия на его расширение в твердом состоянии / Н.В. Коношенкина, М.А. Старостина (М.А. Малюх), А.А. Копытько // «Молодежь и наука: реальность и будущее»: Материалы II Международной научно-практической конференции в 9 т. Том VIII: Естественные и прикладные науки - г. Невинномысск: НИЭУП, 2009. – С.56-59.

7. А.с. СССР № 1312989, МПК С22С 1/06, С22В 9/10. Способ модифицирования силуминов / В.К. Афанасьев, З.А. Скобелина, О.В. Рябцев [и др.]. – Сибирский металлургический институт им. Серго Орджоникидзе. – Заявл. 04.06.85. – № заявки 3906333/22-02.

8. А.с. СССР № 1489204, МПК С22С 1/06, С22В 9/10. Способ модифицирования расплава высококремнистых силуминов / М.В. Афанасьева, В.Н. Перетятько, Ю.К. Кочергин [и др.]. – Сибирский металлургический институт им. Серго Орджоникидзе. – Заявл. 15.09.87. – Опубл. 20.05.03. – БИ № 14. – С. 527.

9. Прудников А.Н. Исследование комплексного модифицирования заэвтектических силуминов с содержанием кремния 2-30% фосфидами и оксидами некоторых металлов / А.Н. Прудников // Известия вузов. Цветная металлургия. – 1995. - №2. – С.38-41.

УДК 669.02:658.512

ВОЗМОЖНОСТИ И ОСОБЕННОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ СОРБИТИЗИРОВАННОЙ КАТАНКИ НА ЛИНИИ СТЕЛМОР

Саранча С.Ю., Левандовский С.А., Моллер А.Б., Тулупов О.Н.

Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, г. Магнитогорск, Россия, science.mgn@gmail.com

Аннотация: *В сложной экономической ситуации предприятие стремится сократить расходы, связанные с производством продукции, оптимизировать технологические процессы, повысив рентабельность производства. Металлургическое предприятие не исключение – производство сорбитизированной катанки может значительно сократить издержки производства.*

Ключевые слова: *Сорбитизированная катанка, сортопрокатный стан, линия Стелмор, патентирование, реконструкция.*

THE POSSIBILITIES AND FEATURES OF GETTING SORBITIC PEARLITE WIRE ROD ON THE STELMOR'S LINE

Sarancha S.Yu., Levandovskiy S.A., Moller A.B., Tulupov O.N.

NMSTU, Magnitogorsk, Russia, science.mgn@gmail.com

Abstract: *The company is seeking to reduce the production costs, to optimize processes and to improve the profitability of production in a difficult economic situation. Metallurgical plant is not exception – the production of sorbitic pearlite wire rod can significantly reduce the production costs.*

Key words: *Wire rod, rolling mill, Stelmor's line, reconstruction, reduction of production costs.*

Сложившаяся экономическая ситуация вынуждает предприятия оптимизировать свои технологические процессы, снижать производственные издержки, повышать эффективность существующего оборудования с целью повышения рентабельности и конкурентоспособности на рынке [1 – 3]. Коллектив авторов в ряде исследований доказал [4 – 6], что использование современных информационных технологий позволяет повысить эффективность существующего и внедряемого оборудования, а также ускорить процесс освоение новых технологических решений. Металлургическая отрасль не исключение – использование термической обработки с целью повышения эксплуатационных характеристик проката может значительно сократить издержки производства, например – производство сорбитизированной катанки исключает операцию патентированния, снижая производственные расходы [7].

На сегодняшний день скорость прокатки на современных сортопрокатных проволочных станах достигает 120 м/с, что накладывает серьезные требования на линии охлаждения. В РФ наибольшее распространение получили линии двустадийного охлаждения Stelmor, где первая стадия характеризуется водяным охлаждением катанки до 750 – 950 ^{o}C, а вторая – водушным охлаждением катанки на роликовом транспортере [7].

Механические свойства катанки формируются преимущественно на второй стадии охлаждения, то есть на линии воздушного охлаждения, где происходят фазовые превращения, определяющие структуру металла [7].

Поскольку свойства катанки зависят не только от температуры, но и от интенсивности и равномерности охлаждения, то это накладывает определенные требования на линию воздушного охлаждения, которая должна обеспечивать соответствующий режим охлаждения. Именно жесткие требования к режиму охлаждения делают линии двустадийного охлаждения Stelmor непригодными для получения высококачественной сорбитизированной катанки. Например, охлаждение катанки на действующей линии Stelmor стан 170 ОАО «ММК» не позволяет получить равномерную по длине и сечению проката структуру и свойства, соответствующие патентированной катанке, имеющей большее сопротивление разрыву, по причине недостаточной мощности вентиляторов, компенсировать которую с помощью более интенсивным водяным охлаждением не представляется возможным, так как это может привести к подкалке поверхности. Что недопустимо для катанки, предназначенной для металлокорда, канатов, пружин и подшипников. При этом временное сопротивление разрыву катанки при охлаждении на линии Stelmor меньше, чем у патентированной катанки [7].

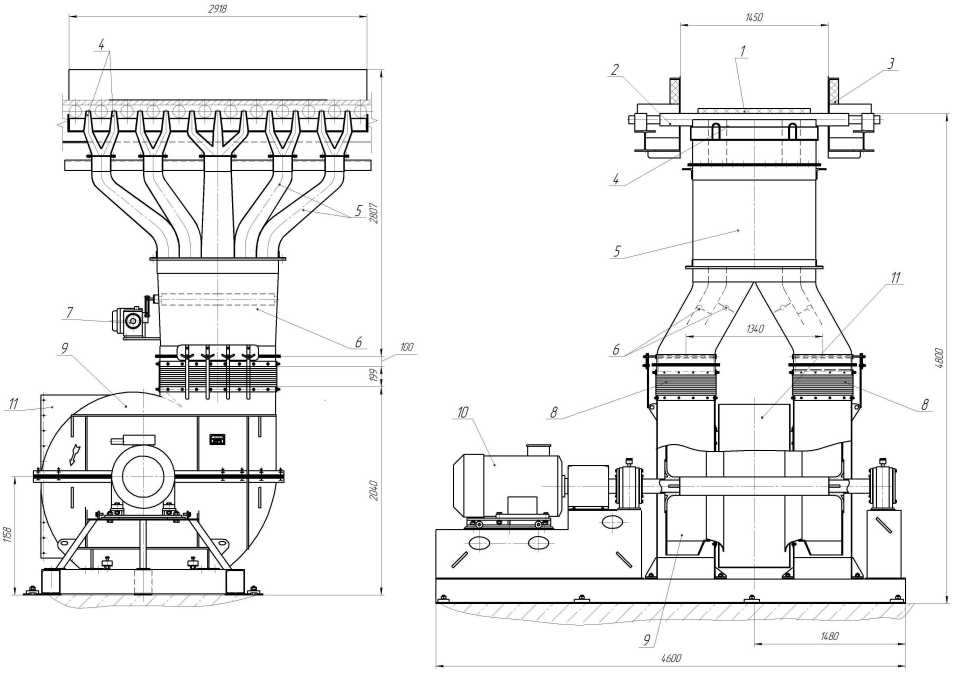
Еще одной важной особенностью является расчет режимов охлаждения высокоуглеродистых сталей, которые имеют скрытую теплоту превращения, что приводит к рекалесценции, то есть повышению температуры после начала перлитного превращения. Что накладывает дополнительные требования к линии воздушного охлаждения [7].

Таким образом, для получения сорбитизированной катанки необходима реконструкция линии Stelmor – опыт реконструкции подобных линий в РФ есть, например, на БМК на сортопрокатном стане 150 после реконструкции линии воздушного охлаждения стало возможным получение сорбитизированной катанки. Основываясь на опыте, полученном на БМК, к реконструкции стана 170 ОАО «ММК» был предъявлен ряд требований к линии воздушного охлаждения [7].

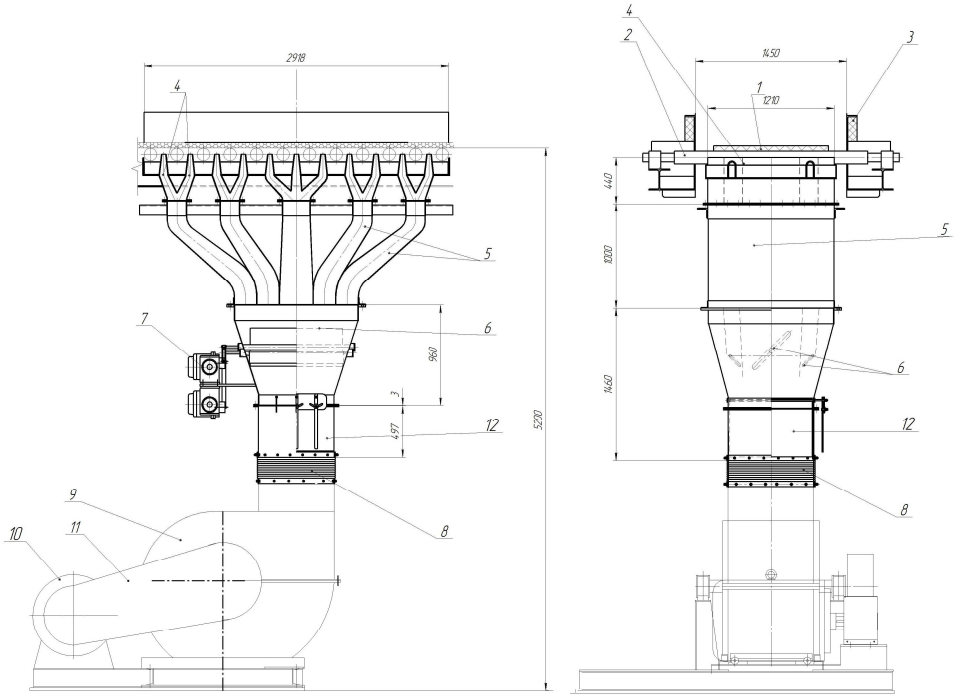
В ходе исследований на ОАО «ММК» на линии воздушного охлаждения Stelmor выяснилось, что температура витка на роликовом транспортере в центре (по ширине транспортера) на 50 – 130 градусов ниже в зависимости от марки стали и прокатываемого профиля, чем по его краям (на «косичках»). Такой градиент температур на витке не способствует получению катанки с высокими механическими свойствами. То есть задача реконструкции линии воздушного охлаждения Stelmor должна заключаться не только в увеличении ее охлаждающей способности, но и обеспечении разной интенсивности охлаждения для центра и краев витка на роликовом транспортере, что позволит уровнять

температуры по всей длине витка.

Одним из решений данной задачи может является использование секций воздушного охлаждения с щелевыми соплами и индивидуальными каналами подачи воздуха (рисунок 1, а, б). Данная технология применялась на линиях воздушного охлаждения Stelmor на Молдавском и Белорецком (БМК) металлургических комбинатах и зарекомендовала себя как эффективный способ получения патентированной катанки [7].



а



б

1 – обрабатываемая катанка; 2 – ролики подвижного рольганга; 3 – теплоизолирующие стенки тоннеля; 4 – щелевые сопла обдувки; 5 – каналы воздушного разветвителя потоков; 6 – шиберы регулировки потока воздуха по ширине рольганга; 7 – электрические исполнительные механизмы шиберов; 8 – гофрированная вставка; 9 – центробежный вентилятор; 10 – электродвигатель вентилятора; 11 – клиноременная передача; 12 – промежуточная вставка

Рисунок 1 – Предложенная секция интенсивного (а) и секция замедленного (б) воздушного охлаждения катанки в линии Стелмор

Использование воздушного охлаждения с щелевыми соплами и индивидуальными каналами подачи воздуха требует введения в математическую модель коэффициента массивности, необходимого для расчета параметров обдува зон в поперечном сечении транспортера. Введение данного коэффициента позволяет учитывать распределение массы по ширине витка, которое зависит от скорости транспортера и скорости прокатки (рисунок 2). Необходимо также отметить, что для увеличения точности математической модели рекомендуется учитывать и изменение теплоемкости стали в зависимости от ее температуры, которая значительно меняется в процессе охлаждения.

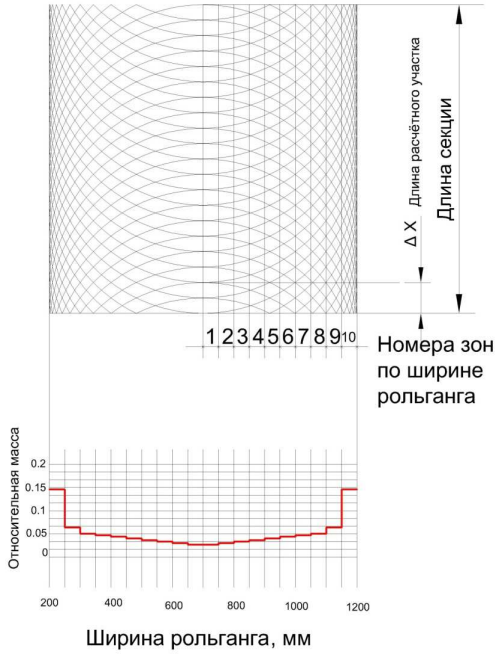


Рисунок 3 – Распределение массы по ширине рольганга

Несмотря на то, что основное внимание при реконструкции прокатного стана уделено воздушному охлаждению, водяное является не менее важным. Так, например, подача воды зависит от трайб-аппарата – до захвата катанки трайб-аппаратом подача воды невозможна, что приводит к температурному градиенту по длине раската, то есть передний и задний конец раската, как правило, имеют более высокую температуру, чем средняя часть. Поэтому при реконструкции стана рекомендуется пересмотреть расположение трайб-аппарата с возможностью добавления дополнительных – например, компания Danieli имеет опыт использования трех трайб-аппаратов на каждой линии прокатного стана.

Поскольку после реконструкции линии воздушного охлаждения ее параметры будут существенно отличаться, необходима разработка новых режимов охлаждения – учитывая обширный сортамент прокатного стана, потребуется большое количество человеко-часов для расчета данных режимов. Для упрощения и ускорения процесса разработки новых режимов охлаждения необходима разработка программного обеспечения, моделирующего линию воздушного охлаждения.

Таким образом, реконструкция линии двустадийного охлаждения Stelmor является непростой задачей, требующей учета нюансов производства и адаптации апробированных решений к конкретному случаю. Необходимо отметить, что для адекватной работы предложенных решений требуется штатная работа всего оборудования – например, «гуляние» витков на транспортере делает зонное охлаждение некорректным. Поэтому перед реконструкцией линии двустадийного охлаждения Stelmor требуется провести аудит всего прокатного стана на соответствие требованиям, указанным в технологической инструкции. При этом для сокращения периода осваивания новых технологических режимов охлаждения катанки необходима разработка программного обеспечения с последующим внедрением в технологический процесс [8, 9].

Библиографический список

1. Саранча С.Ю., Моллер А.Б., Левандовский С.А.. Поэтапное внедрение ИТ в условиях сортопрокатного производства: спираль качества Джурана как непрерывный процесс повышения эффективности выпуска продукции. Материалы 73-й Международной Научно-Технической Конференции «Актуальные проблемы современной науки, техники и образования». Том 1. 2015. – С. 147 – 151

2. Sarancha S.Yu., Levandovskiy S.A., Moller A.B., Statsenko J.S.. Information technology and Juran's spiral of quality as a continuous process of improving the efficiency of section-rolling mill. Калибровочное бюро. 2015. №5. С.30 – 44.

3. Саранча С.Ю., Левандовский С.А., Стаценко Ю.С., Моллер А.Б.. Вопросы бюджетирования департамента информационных технологий на примере сортопрокатного производства. Машиностроение: сетевой электронный научный журнал. 2015. Том 3, №2. С65 – 67.

4. Левандовский С.А., Назаров Д.В., Лимарев А.С., Моллер А.Б., Тулупов О.Н.. Разработка и применение баз данных технологических параметров с целью освоения и совершенствования современных сортопрокатных станов. Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2005. №4 (12). С.36 – 40.

5. Тулупова Н.А., Гуэрра Х.А., Левандовский С.А., Кинзин Д.И., Саранча С.Ю. Опыт исследования качества заготовки и сортового проката в системе менеджмента качества (СМК) металлургического завода Хосе Марти (Куба). Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2015. №2 (50). С. 70 – 79.

6. Саранча С.Ю., Левандовский С.А., Моллер А.Б. Оценка и повышение эффективности технологических процессов с помощью информационных технологий на примере раскроя продукции сортопрокатного производства. Качество в обработке материалов. 2015. №1 (3). С.59 – 61.

7. Горбанев А.А., Колосов Б.Н., Евтеев Е.А., Подольский Б.Г., Калганов В.М. Новая технология двустадийного охлаждения проката на стане 150 после реконструкции. Сталь. №10. 1997. С.56 – 59

8. Саранча С.Ю., Левандовский С.А., Моллер А.Б. Повышение эффективности сортопрокатного производства: вопросы действенности внедряемых информационных технологий. Моделирование и развитие процессов обработки металлов давлением: Международный сборник научных трудов. Выпуск 21. Магнитогорск: ФГБОУ ВПО «МГТУ», 2015. С. 61 – 70.

9. Саранча С.Ю., Моллер А.Б.. Разработка и внедрение информационных технологий в сортопрокатное производство: оптимизация алгоритмов раскроя. Сталь. №11. 2014. С35 – 38.

УДК 621.771.011

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ СОВМЕЩЕННО-КОМБИНИРОВАННЫХ СПОСОБОВ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ ПРОВОЛОКИ

Харитонов В.А., Таранин И.В.

Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, г. Магнитогорск, Россия, taranin.iv@mail.ru

Аннотация: *В докладе представлены обобщенные результаты исследований напряженного состояния металла при холодной сортовой прокатке, выполненные с применением современных средств компьютерного моделирования. Для снижения растягивающих напряжений и повышения эффективности деформации проволоки предложены два варианта модульной компоновки деформирующего оборудования: модуль «прокатка-прессование» и модуль «прокатка-волочение с подпором».*

Ключевые слова*: проволока, холодная сортовая прокатка, напряженное состояние, волочение с подпором, прокатка-прессование.*

RESEARCH EFFICIENCY OF COMBINED DEFORMATION METHODS IN WIRE PRODUCTION

Kharitonov V.A., Taranin I.V.

Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia, taranin.iv@mail.ru

Annotation: *The report presents investigations results of stress conditions in deformation zone at the cold graded rolling, which made using modern computer simulation. For decrease tensile stresses and increase efficiency of wire deformation are suggested two versions of the modular arrangement for forming equipment: module "rolling-pressing" and module «rolling-drawing with back stress».*

Key words: *wire, cold graded rolling, stress conditions, rolling-drawing with back stress, rolling-pressing.*

Эффективное развитие метизного производства зависит от конкурентоспособности выпускаемой продукции. Показатели качества и затраты на производство основного вида метизов: проволоки, во многом, определяются применяемым способом ОМД.

Одной из основных характеристик любого способа ОМД является схема напряженного состояния, которая определяет деформируемость (пластичность) металла в процессе деформации и дальнейшей эксплуатации. Напряженное состояние металла при холодной деформации напрямую влияет на производственные затраты и свойства готовой проволоки.

В массовом производстве проволоки наибольшее распространение получил способ волочения в монолитных волоках. К альтернативным способам относят холодную (теплую) прокатку в двух- или многовалковых калибрах, также называемой холодной сортовой прокаткой, которая несмотря на имеющиеся преимущества относительно волочения и широкое освоение в 60-80-е гг. прошлого века не нашла массового применения в метизном производстве. В настоящее время прокатка используется при изготовлении передельной проволоки фасонного и периодического сечений, а также круглой проволоки из некоторых видов цветных металлов и сплавов.

При волочении и прокатке реализуются различные механические схемы деформации. При этом отличие двух способов заключается в схеме главных напряжений. Так волочение характеризуется разноименной схемой напряженного состояния с одним растягивающим напряжением и двумя сжимающими. Такая схема наряду с другими недостатками волочения неблагоприятно влияет на деформируемость проволоки, металл быстро утрачивает ресурс пластичности, для восстановления которого требуются затратные операции термообработки. Благодаря постоянному технологическому развитию и традиционным неоспоримым преимуществам волочения: простоте инструмента, высокой точности, огромному опыту применения, созданной инфраструктуре и хорошей теоретической изученности волочение остается основным способом изготовления проволоки.

При прокатке формируется более благоприятная схема напряженного состояния – всестороннее сжатие. Однако очаг деформации при прокатке в отличие от волочения очень неоднороден. Напряженное состояние различно в осевой части проката, на контактной поверхности и в разъемах калибров. В отдельных объемах металла создаются условия для деформации под действием растягивающих напряжений. Известно, что на свободных поверхностях обрабатываемого металла действуют растягивающие напряжения, резко снижающие ресурс пластичности металла [1]. Площадь этих поверхностей изменяется по мере заполнения калибра от входа к выходу по-разному в зависимости от калибровки валков. В литературе обобщенные данные о распределении растягивающих напряжений в объеме очага деформации при холодной сортовой прокатке фактически отсутствуют.

В настоящее время с развитием современных систем компьютерного моделирования, работающих на основе метода конечных элементов, появились возможности для теоретического исследования всевозможных вариантов деформирования металла. Оценить, как влияет способ подвода энергии в очаг деформации, форма инструмента и заготовки, структура очага деформации, контактные условия и другие факторы на напряженное состояние металла в процессе деформирования и вероятность его разрушения, можно с использованием прикладных программ, реализующих метод конечных элементов, который на сегодняшний день является научно признанным способом исследования и проектирования процессов деформирования металлов.

Результаты конечно-элементного моделирования, проведенного нами в работах [2-5], показали, что при прокатке в калибрах в очаге деформации наблюдается крайне неравномерное распределение напряжений. Деформация свободных зон металла в разъемах калибров, а также осевой зоны проволоки во входной части очага деформации осуществляется под действием значительных по величине продольных растягивающих напряжений, которые резко снижают ресурс пластичности металла. Основная причина возникновения в очаге деформации продольных растягивающих напряжений – разность скоростей течения металла в различных объемах очага деформации, вызванная неравномерностью деформации металла. Единственным способом управления напряженным состоянием металла при традиционной прокатке является калибровка валков. При применении калибров, обеспечивающих максимальную «степень охвата» заготовки валками на всем протяжении очага деформации, можно значительно снизить величину растягивающих напряжений в свободных зонах металла в разъемах калибров. При использовании двухвалковых систем можно эффективно управлять растягивающими напряжениями в осевой зоне проката. Однако эти возможности очень ограничены, при любой калибровке будут существовать свободные зоны металла на начальном этапе деформирования и вызванная этим неравномерность течения, которая приводит к возникновению в металле растягивающих напряжений, снижающих его пластичность.

Значительно более эффективным методом управления напряженным состоянием при прокатке является изменение способа подвода энергии в очаг деформации, за счет применения неприводных

клетей, как это осуществляется в процессе прокатка-прессование, при котором деформация осуществляется поочередно в приводных, а затем за счет проталкивающего усилия в неприводных валках (рисунок 1). Благодаря проталкиванию заготовки через очаг деформации меняется характер деформации приконтактных слоев металла. В результате в очаге деформации снижается разность скоростей течения металла, что приводит к снижению величины растягивающих напряжений в продольном направлении, и значительному повышению ресурса пластичности в центральных и поверхностных слоях металла по сравнению с прокаткой в приводных валках [6].

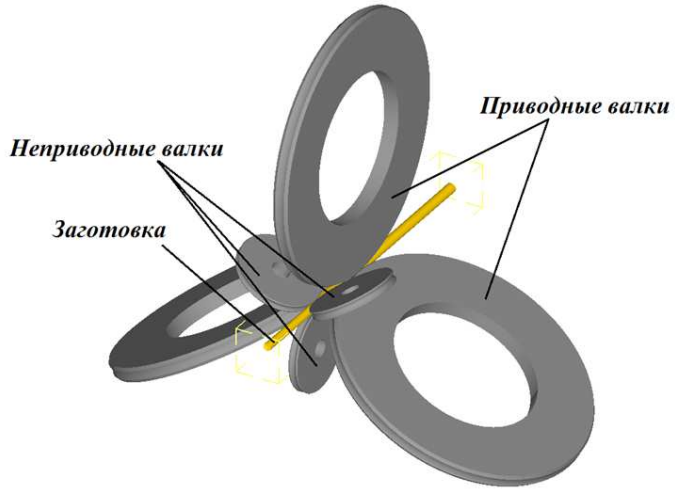


Рисунок 1 – Схема процесса «прокатка-прессование»

Вопросам применения неприводных клетей при горячей сортовой прокатке посвящены многочисленные работы сотрудников института Черной металлургии НАН Украины под руководством С.М. Жучкова, А.П. Лохматова, Л.В. Кулакова и др. и Сибирского государственного индустриального университета под руководством В.Н. Перетятько и А.Р. Фастыковского. Однако в данных работах вопрос формирования напряженного состояния металла при прокатке в клетях с неприводными калибрами не рассматривается.

Теоретическое исследование возможностей реализации процесса «прокатка-прессование» при холодной деформации проволоки и его практическое применение впервые описаны в работе [7]. Данный способ промышленно опробован в условиях Белорецкого металлургического комбината на шестиклетевом стане с трехвалковыми калибрами. Дополнительными технологическими преимуществами такого процесса является увеличение к.п.д. процесса деформации за счет использования резерва сил трения при прокатке, что приводит к сокращению энергозатрат по сравнению с прокаткой со всеми приводными валками, упрощению и удешевлению прокатного оборудования и его эксплуатации.

Другим вариантом снижения негативного влияния растягивающих напряжений на свойства проволоки является управление ресурсом пластичности в локализованных зонах металла за счет последовательного совмещения деформирования проволоки прокаткой (или прокаткой-прессованием) и волочением. По результатах проведенных нами исследований [8, 9] установлено, что напряженное состояние при прокатке, а при прокатке-прессовании в еще большей степени, обеспечивает достаточно благоприятные условия деформации центральных слоев проволоки, а при волочении – поверхностных. В результате последовательного деформирования проволоки прокаткой и волочением ресурс пластичности проволоки «расходуется» более равномерно по всему ее объему – вероятность образования локальных зон в металле, в которых происходит интенсивное накопление внутренних дефектов и микротрещин, значительно снижается. Это позволяет повысить суммарную степень деформации и пластические свойства проволоки при многопроходовом обжатии.

При этом совмещение прокатки и волочения рационально осуществлять с обеспечением заднего подпора при волочении, как это показано на рисунке 2. Такой вариант реализации волочения с подпором предложен нами впервые в работе [10]. Подпор осуществляется аналогично, как и при прокатке-прессовании – за счет резерва сил трения. В данном процессе проволока деформируется одновременно в прокатной клети, а затем в монолитной волоке. К переднему концу приложено тянущее усилие, а в промежутке между прокатной клетью и волокой обеспечивается усилие подпора.

Благодаря подпору при волочении изменяется соотношение главных напряжений, доля сжимающих напряжений в очаге деформации повышается, осевые растягивающие напряжения и напря-

жение волочения снижаются. Снижение величины напряжения волочения приводит к сокращению энергозатрат при протягивании проволоки и уменьшению вероятности обрывов. Снижение растягивающих напряжений в очаге деформации приводит к повышению деформируемости проволоки.

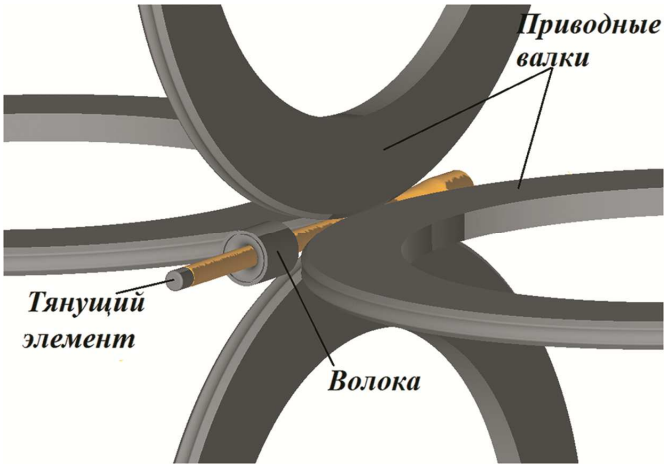


Рисунок 2 – Схема процесса «прокатка-волочение в монолитной волоке с подпором»

Для практической реализации в условиях действующего оборудования или проектирования новых производственных линий мы предлагаем два варианта модульной компоновки оборудования.

Первый вариант – *модуль «прокатка-прессование»* – представляет собой сдвоенную клеть с многовалковыми калибрами. Рационально использовать четырехвалковые клети, которые являются более универсальными по сравнению с трехвалковыми и могут быть при необходимости легко перенастроены на двухвалковые системы калибров. Индивидуальный привод модуля передает крутящий момент на четыре приводных валка большего диаметра. Валки меньшего диаметра, также образующие четрехвалковый калибр, являются неприводными и устанавливаются максимально близко к приводным. Деформация осуществляется в приводном калибре, а затем за счет проталкивания в неприводном калибре по схеме круг-фасонное сечение-круг. Обжатие в калибре приводных валков должно быть больше, чем в неприводных. Диаметр приводных валков должен быть немного больше необходимого по условию захвата полосы, чтобы обеспечить достаточный резерв сил трения для проталкивания заготовки в следующем проходе. Модули «прокатка-прессование» целесообразно использовать в паре последовательно друг за другом. При этом приводные валки двух модулей должны быть развернуты на 45° по отношению к друг другу. Такое взаиморасположение клетей позволит чередовать зоны внеконтактной деформации и неблагоприятного напряженного состояния в проволоке.

Модуль «прокатка-прессование» может быть легко установлен перед действующей волочильной машиной. Ограничивающим фактором при данном способе является продольная устойчивость раската в межочаговом промежутке между приводными и неприводными валками, которая зависит от прочности проволоки и ее диаметра. Выбор оборудования для реализации данного процесса должен производиться для конкретного технологического процесса с известными данными для расчетов ограничивающих факторов. Например, для высокоуглеродистой проволоки данный способ применим при производстве передельной проволоки диаметром более 3,0 мм.

Второй вариант – *модуль «прокатка-волочение с подпором»* – представляет собой компактный блок с двумя многовалковыми прокатными клетями и уставленной сразу за второй клетью монолитной волокой. Привод прокатных клетей индивидуальный или групповой. К переднему концу проволоки приложено тянущее усилие от волочильного барабана. Для реализации данного процесса с обеспечением точного усилия подпора на входе в волоку необходима автоматическая регулировка крутящих моментов приводов клетей и тянущего барабана. Две клети в модуле необходимы для реализации прокатки по схеме круг-фасонное сечение-круг. Возможен вариант применения пространственно-закрытых калибров. В таком случае достаточно одной клети перед волоокой.

Способ «прокатка-волочение с подпором» может быть реализован для проволоки любого диаметра более 2,0 мм, однако при этом необходимо учитывать, что эффективность данного способа зависит от усилия подпора, которое обеспечивает прокатная клеть. При деформировании проволоки небольшого диаметра (например, 2,0 – 3,0 мм) усилие подпора будет незначительным из-за недостаточной продольной устойчивости раската в межочаговом промежутке между клетью и волокой, поэтому создание подпора может быть нецелесообразным. В таком случае может применяться последовательное совмещение прокатки и волочения. Данный модуль можно использовать на действующих

многократных волочильных машинах при изготовлении передельной проволоки диаметром более 2,0 мм на любых проходах. Благодаря точности проволоки, которую может обеспечить монолитная волока, данный модуль может быть легко вписан в любою технологическую схему.

При проектировании новых производственных линий необходимо учитывать размерно-марочный сортамент производимой проволоки, ее механические свойства, требования к готовой проволоке, наличие последующих переделов и другие факторы. Совмещение способов деформации с применением описанных выше модулей позволит управлять «расходованием» ресурса пластичности обрабатываемого металла и повысить максимально возможную суммарную степень деформации проволоки. Исходя из опыта отечественной и мировой практики применения холодной прокатки при изготовлении проволоки, можно утверждать, что для случаев деформирования тонкой проволоки диаметром менее 1,5 – 2,0 мм волочение является безальтернативным способом ОМД. Прокатка и ее вариации применимы при деформировании проволоки диаметром более 2,0 мм.

Предлагаемые схемы модульной компоновки оборудования для производства проволоки могут обеспечить ряд преимуществ с точки зрения экономии времени производства, сокращения прямых и косвенных производственных затрат, улучшения качества готовой проволоки. Основные преимущества применения предлагаемого оборудования следующие:

– увеличение суммарной деформации проволоки, соответственно сокращение количества промежуточных термообработок, уменьшение количества переделов, производственных площадей, сокращение расхода энергоресурсов и затрат на подготовку поверхности проволоки после каждой термообработки, измельчение микроструктуры проволоки за счет большей степени деформации;

– сокращение расхода электроэнергии за счет использования резерва сил трения при прокатке для деформации в неприводных валках и реализации волочения с подпором;

– улучшение механических свойств готовой проволоки за счет более благоприятных условий деформации и измельчения микроструктуры;

– экономия времени на дополнительные операции при заправке проволоки;

– снижение вероятности обрывности проволоки.

Кроме того предложенные модульные схемы сохраняют традиционные преимущества прокатки перед волочением по скорости обработки проволоки за счет благоприятных контактных и температурных условий, а также снижения обрывности. Это особенно актуально для проволоки из высокоуглеродистых и легированных марок сталей.

Библиографический список

1. Дзугутов М.Я. Пластичность, ее прогнозирование и использование при обработке металлов давлением. М.: Металлургия, 1984. 64 с.

2. Харитонов В.А., Таранин И.В. Расчет напряженного состояния металла при прокатке в четырехвалковых калибрах // Моделирование и развитие процессов обработки металлов давлением: сб. науч. тр. / под ред. В.М. Салганика. Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2013. Вып. 19. С. 24-32.

3. Харитонов В.А., Таранин И.В. Направления развития калибровок валков для прокатки заготовки под волочение // Калибровочное бюро. Электронный научный журнал (www.passdesign.ru). 2014. Выпуск 3. С. 34-51.

4. Харитонов. В.А., Таранин И.В. Анализ системы калибров для холодной прокатки проволоки // Производство проката. 2014. № 11. С. 26-33.

5. Харитонов В.А., Таранин И.В. Изучение напряженного состояния и разрушения металла при производстве проволоки различными способами ОМД // Обработка сплошных и слоистых материалов. 2013. № 1 (39). С. 108-116.

6. Харитонов В.А., Таранин И.В. Сравнительный анализ напряженного состояния металла в процессах продольной прокатки и «прокатки-прессования» // Сталь. 2014. № 5. С. 58-61.

7. Посадский С.Г. Повышение эффективности процесса холодной прокатки проволоки на основе применения совмещенного процесса деформирования в приводных и неприводных валках: Дис. … канд. техн. наук. Магнитогорск, 2004. 124 с.

9. Харитонов В.А., Таранин И.В. Сравнительный анализ эффективности совмещенных способов обработки металлов давлением при производстве проволоки // Сталь. 2015. № 1. С. 61-65.

9. Kharitonov V. A., Taranin I. V. Effectiveness of Various Rolling Processes in Wire Production // Steel in Translation, 2015, Vol. 45, No. 1, pp. 80-83.

10. Харитонов В.А., Таранин И.В. Исследование эффективности изготовления проволоки совмещенным способом «прокатка-волочение в монолитной волоке с подпором» // Кузнечно-штамповочное производство. ОМД. № 10. С. 24-28.

УДК 621.771.262

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ РЕЖИМОВ ПРОКАТКИ ДЛИННОМЕРНЫХ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ РЕЛЬСОВ НА УНИВЕРСАЛЬНОМ РЕЛЬСОБАЛОЧНОМ СТАНЕ ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК»

Головатенко А.В.[1], Уманский А.А.[2], Кадыков В.Н.[2]

[1]ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК»
[2]Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, umanskii@bk.ru

Аннотация: *На основании результатов теоретических и экспериментальных исследований разработан интенсифицированный режим прокатки длинномерных железнодорожных рельсов на универсальном рельсобалочном стане ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК». Опытно-промышленное опробование нового режима прокатки показало технологичность и технико-экономическую эффективность его использования – зафиксировано уменьшение удельного расхода электроэнергии на 0,51 кВт·ч/т и снижение отбраковки готовых рельсов по дефектам поверхности на 0,1 %.*

Ключевые слова: *железнодорожные рельсы универсальные прокатные клети, энергетические затраты, поверхностные дефекты*

IMPROVING LONG ROLLIG SCHEDULE OF RAILWAY RAILS ON TTE UNUVERSAL ROLLING MILL «EVRAZ ZSMK»

Golovatenko A.V.[1], Umanskii A.A.[2], Kadykov V.N.[2]

«EVRAZ Consolidated West Siberian Metallurgical Plant»
[2]«Siberian State Industrial University»,
Novokuznetsk, Russia, umanskii@bk.ru

Abstract: *Based on the results of theoretical and experimental research developed an intensified mode of rolling of long rails in a universal rolling mill of "EVRAZ ZSMK". Pilot-scale testing of the new regime showed the technical and economic efficiency of its use - recorded a decrease in the specific energy consumption of 0.51 kW·h/ t and reducing rejection of finished rails for surface defects by 0,1 %.*

Key words: *rails, universal rolling mill, energy costs, surface defects.*

В настоящее время Россия является одним из ведущих производителей железнодорожных рельсов, что объясняется преобладанием железнодорожных перевозок в транспортной системе страны. При этом до последнего времени технологическое лидерство в производстве рельсов принадлежало японским и западноевропейским (Австрия, Франция, Германия) металлургическим компаниям. Использование устаревшей технологии и оборудования для производства рельсов отечественными металлургическими комбинатами приводило к невозможности выполнения требований мировых стандартов.

В последние годы в российской металлургии проведена коренная реконструкция рельсопрокатного производства – введены в эксплуатацию современные универсальные рельсобалочные станы на ОАО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» (ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» и ПАО «Челябинский металлургический комбинат». Указанные прокатные станы предназначены для производства длинномерных (длиной до 100 м) железнодорожных рельсов для высокоскоростных магистралей.

Технология прокатки рельсовых профилей на современных рельсобалочных станах с использованием универсальных клетей обладает целым рядом существенных преимуществ по отношению к устаревшей схеме прокатки рельсов на линейных рельсобалочных станах в двухвалковых калибров клетей «дуо» и «трио» [1 – 3]:

1. В отличие от прокатки рельсов в двухвалковом калибре, при деформации в универсальном калибре головка рельса подвергается прямому обжатию по поверхности катания. За счет этого после прокатки в головке рельса обеспечивается плотная мелкозернистая структура металла, что обуславливает высокие механические свойства и износостойкость данного элемента рельсов в процессе эксплуатации.

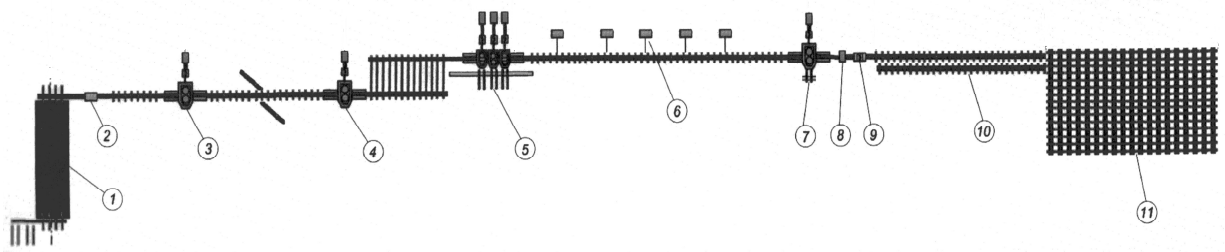
2. Обеспечивается снижение внутренних напряжений в рельсах за счет одновременной равномерной деформации, что значительно уменьшает вероятность образования дефектов и приводит к повышению прямолинейности рельса.

3. Происходит уменьшение скольжения металла относительно валков применительно к вертикальным (холостым) валкам, что снижает их износ и, как следствие, достигается уменьшение расхода валков на прокат. Также параллельно достигается уменьшение расхода электроэнергии на прокат и повышение качества рельсов.

Результаты начального периода эксплуатации нового (первого в России) рельсобалочного стана ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» выявили значительные трудности при разработке эффективных режимов прокатки, несмотря на очевидные преимущества процесса универсальной прокатки и значительное повышение качества рельсов при его использовании. Данный факт обусловлен отсутствием опыта производства рельсовых профилей с использованием универсальной прокатки в отечественной металлургической промышленности и ограниченным объемом информации в зарубежных источниках по данной проблематике, которая зачастую носит обзорный характер.

В состав универсального рельсобалочного стана входит следующее основное оборудование (рисунок 1): нагревательная печь с шагающими балками; устройства для гидросбива первичной и вторичной окалины; последовательно расположенные двухвалковые реверсивные обжимные клети (BD1 и BD2); универсальный тандем стан, установленный со смещением от линии прокатки и состоящий из двух универсальных (UR и UF) клетей и одной горизонтальной вспомогательной клети (E), отдельно расположенной чистовой калибрующей универсальной клети (U_0), устройств для автоматического измерения чистового профиля, автоматической клеймовочной машины.

В соответствии с контрактной калибровой валков поставщика оборудования (фирма «SMS Meer») для производства железнодорожных рельсов предусмотрена следующая основная схема прокатки (рисунок 2).



1 – нагревательная печь; 2 – устройство гидросбива окалины; 3, 4 – обжимные клети BD1 и BD2; 5 – тандем-группа; 6 – пилы горячей резки; 7 – чистовая клеть; 8 – лазерный измеритель профиля; 9 – клеймитель; 10 – участок дифференцированной закалки; 11 – участок холодильника

Рисунок 1 – Схема расположения оборудования рельсобалочного стана ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК»

Прокатка в первой обжимной клети BD1 производится за 7 проходов, из которых первые 6 пропусков осуществляются в ящичных калибрах, а последний пропуск – в калибре «лежачая трапеция». Прокатка во второй обжимной клети BD2 осуществляется за 5 проходов: первый пропуск – в трапециевидном калибре без разрезки со стороны будущей подошвы; второй и третий пропуски – в первом закрытом рельсовом калибре; четвертый пропуск – во втором закрытом рельсовом калибре; пятый пропуск – в открытом симметричном рельсовом калибре. После прокатки в обжимных клетях раскат поступает для дальнейшей деформации в клетях тандем-стана, которая осуществляется за три прохода: первый пропуск – непрерывная прокатка в первой универсальной клети (UR) и эджерной вспомогательной клети (ER), валки второй универсальной клети (UF) при этом разведены; второй пропуск – в первой универсальной клети (UR) после ее реверсирования с разведенными валками эджерной клети (ER); третий пропуск – непрерывная прокатка во всех трех клетях непрерывной группы (UR, ER, UF).

Опыт прокатки железнодорожных рельсов с использованием контрактной схемы калибровки позволил выявить ее существенные недостатки и имеющиеся значительные резервы по совершенствованию режимов прокатки. В частности изгиб переднего конца раската при прокатке во втором рельсовом калибре (второй и третий пропуски в клети BD2) и деформации в симметричном рельсовом калибре (пятый пропуск в клети BD2) привел к необходимости осуществления прокатки с «затравкой» раската, что в свою очередь привело к образованию прокатных плен на поверхности рельсов.

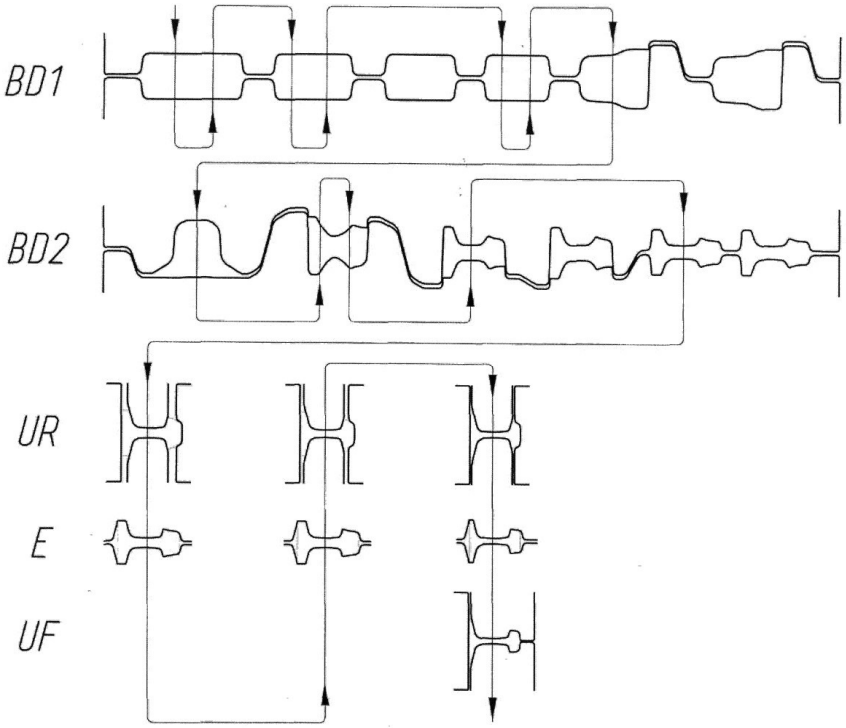


Рисунок 2 – Контрактная калибровка валков для прокатки рельсов Р65
на универсальном рельсобалочном стане ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК»

Разработанный интенсифицированный режим прокатки с уменьшенным количеством пропусков в клети BD2 (рисунок 3) позволил решить указанную проблему. При использовании нового режима прокатки деформация в клети BD1, также, как и при использовании контрактной схемы, осуществляется за 7 проходов. Однако при этом прокатка в ящичных калибрах производится только в первых 5 проходах, в шестом проходе деформация осуществляется в калибре «лежачая трапеция», а в седьмом проходе – в трапециевидном калибре. Прокатка в клети BD2 производится за 3 прохода: первый и второй проходы производятся в закрытых рельсовых калибрах, а последний проход – в открытом симметричном рельсовом калибре. После обжимных клетей раскат, как и контрактной схеме прокатки, поступает для дальнейшей деформации в клетях тандем-стана.

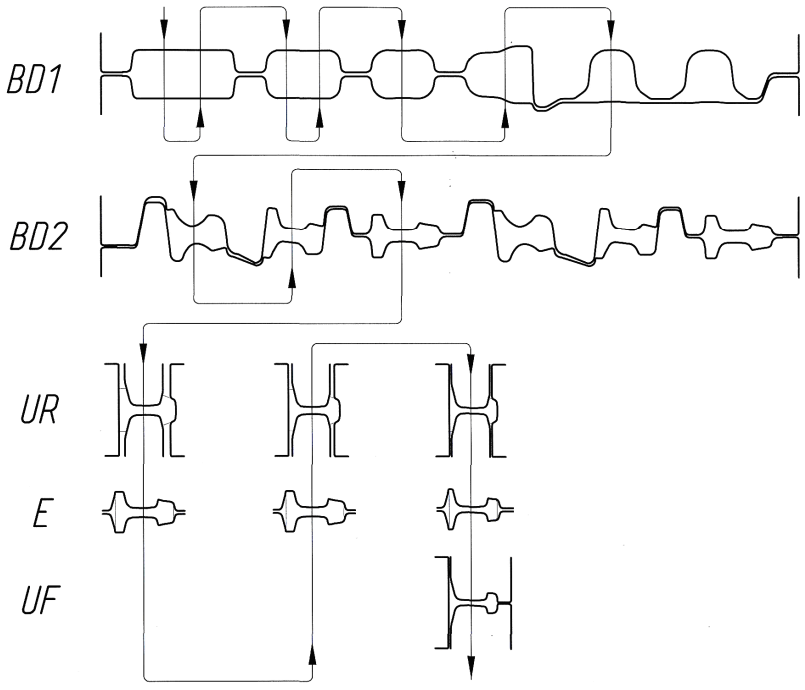


Рисунок 3 – Режим прокатки рельсов Р65 с уменьшенным количеством проходов
в обжимных клетях

Уменьшение количества пропусков в обжимных клетях предварительно обосновано расчетом энергосиловых параметров прокатки (рисунок 4), который проведен с использованием методики ранее разработанной авторами данной работы [1]. По полученным данным при использовании нового режима прокатки усилие прокатки не превысит 61 % от допустимых значений.

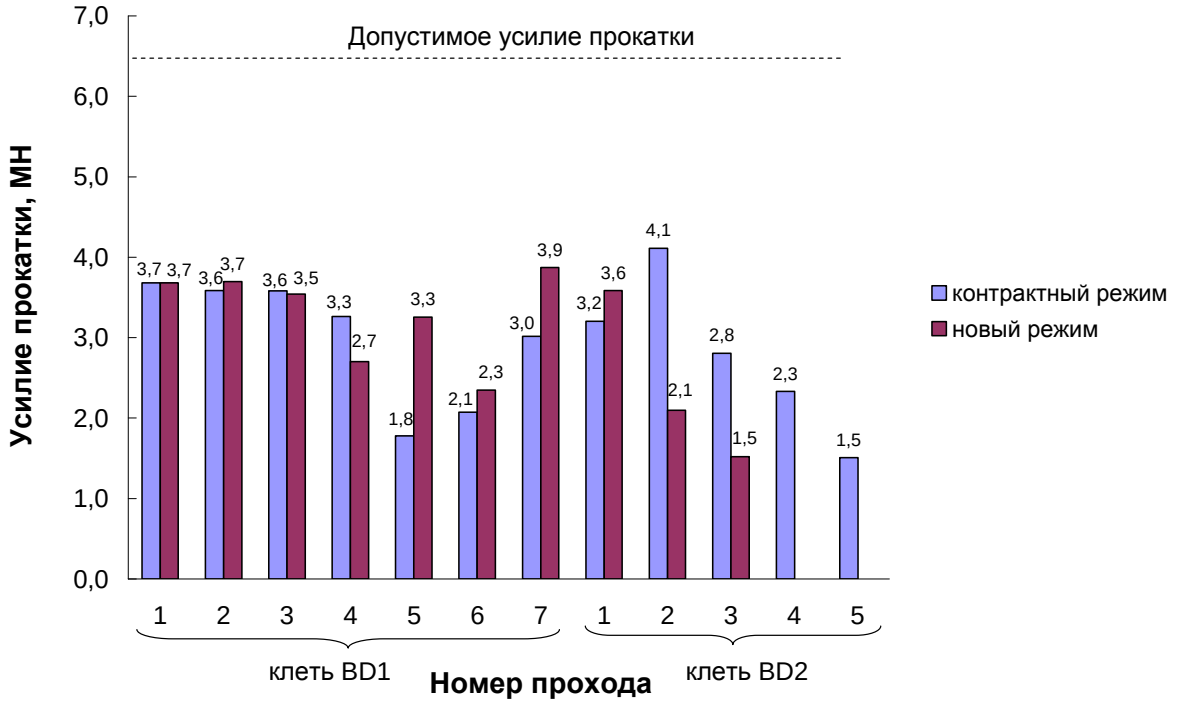


Рисунок 4– Расчетные значения усилия прокатки при использовании различных режимов обжатий

С целью определения технологичности нового режима прокатки длинномерных железнодорожных рельсов проведены опытно-промышленные исследования загруженности двигателей обжимных клетей универсального рельсобалочного стана ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК». При проведении исследований использовали три режима прокатки:

1. Существующий режим (7 пропусков в клети BD1 и 5 пропусков в клети BD2) – режим № 1 (рисунок 2);

2. Режим с перераспределением обжатий между клетями (9 пропусков в клети BD1 и 3 пропуска в клети BD2) – режим № 2;

3. Разработанный интенсифицированный режим (7 пропусков в клети BD1 и 3 пропуска в клети BD2) – режим № 3 (рисунок 3).

Исследования проводили методом осциллографирования параметров работы двигателей приводов клетей.

Обе обжимные клети BD1 и BD2 оборудованы одинаковыми синхронными двигателями типа AMZ 0900LT08 LSB, технические характеристики которых приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Технические характеристики двигателей клетей BD1 и BD2

№ п/п	Наименование параметра	Значение параметра
1	Номинальная скорость вращения	310 об/мин
2	Максимальная скорость вращения	982 об/мин
3	Номинальная сила тока	744 А
4	Номинальное напряжение статора	3165 В
5	Номинальная мощность	4000 кВт
6	Номинальный момент на валу двигателя – при номинальной скорости вращения – при максимальной скорости вращения	 123 кН·м 39 кН·м

Для рассматриваемых двигателей существуют следующие ограничения по перегрузке от номинала в процессе работы:

– не более 115 % от номинала при непрерывной перегрузке;
– не более 225 % от номинала при перегрузке в течение 30 с;
– не более 250 % от номинала при перегрузке в течение 2 с.
Результаты обработки полученных осциллограмм представлены в таблице 2.

Таблица 2 – Статические моменты на валу двигателей обжимных клетей

Наименование клети	№ пропуска	Статические моменты на валу двигателя ($M_{СТ}$) и скорости вращения (n) вала двигателя для различных схем прокатки					
		Режим №1		Режим №2		Режим №3	
		$M_{СТ}$, % от ном.	n, об/мин	$M_{СТ}$, % от ном.	n, об/мин	$M_{СТ}$, % от ном.	n, об/мин
BD1	1	100	370	135	315	110	210
	2	82	370	110	368	100	370
	3	105	475	135	485	110	415
	4	77	463	95	465	80	476
	5	35	504	40	485	80	476
	6	30	463	40	465	55	420
	7	55	525	70	420	76	580
	8	-	-	55	355	-	-
	9	-	-	35	537	-	-
BD2	1	66	495	85	366	105	355
	2	20	455	70	344	68	315
	3	92	377	35	484	38	485
	4	70	344	-	-	-	-
	5	33	385	-	-	-	-

На основе проведенного анализа можно констатировать, что при использовании всех трех использованных схем прокатки режимы работы двигателей обжимных клетей BD1 и BD2 не выходят за пределы допустимых.

С целью анализа энергоэффективности разработанного режима прокатки определены удельные расходы электроэнергии на тонну проката с использованием программного обеспечения Drive Window. По полученным данным (рисунок 5) зафиксировано снижение удельного расхода электроэнергии на 0,51 кВт·ч/т по сравнению с существующим режимом прокатки (режим №1), а по сравнению с режимом прокатки №2 удельный расход электроэнергии ниже на 0,86 кВт·ч/т.

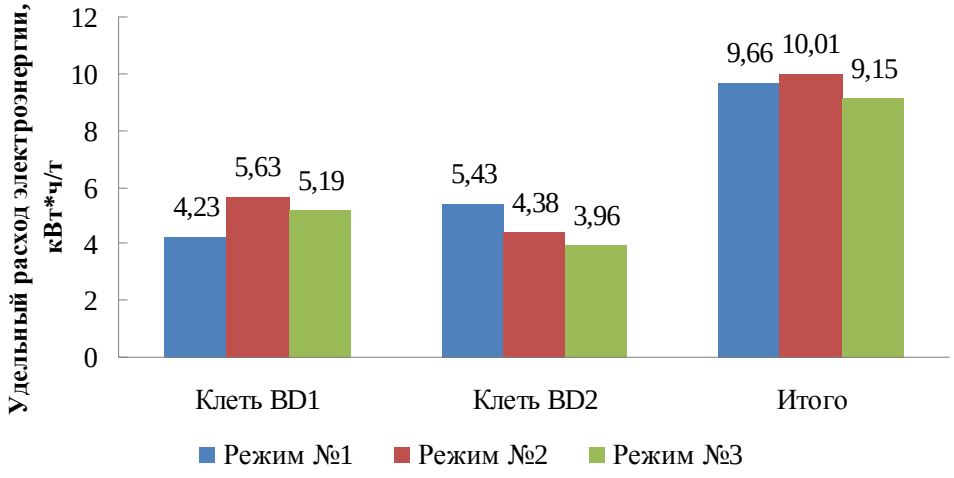


Рисунок 5 – Удельный расход электроэнергии при использовании различных режимов прокатки рельсов Р65 в обжимных клетях

На основании полученных положительных результатов опытно-промышленного опробования, режим прокатки с уменьшенным количеством проходов в обжимных клетях в производство, что позволило получить фактический экономический эффект 2 млн. руб./год.

Библиографический список

1. Смирнов, В. К. Исследование прокатки рельсов в универсальных клетях / В. К. Смирнов, А. Р. Бондин, А. М. Михайленко // Производство проката. – 2002. – №12. – С. 24-30.

2. Desvallees, J. Universal rolling of rails – State of the art / J. Desvallees, A. Faessey, G. Gouth, G. Mennel // Iron and steel engineer. – March 1987. – pp. 25-31.

3. Литвинов, Р.А. Разработка и моделирование технологических режимов прокатки рельсов с применением универсальных клетей : дис. … канд. техн. наук : спец. 05.16.05 / Литвинов Роман Александрович. – Екатеринбург, 2009. – 147 с.

4. Уманский, А. А. Разработка методики прогнозирования сопротивления деформации рельсовой стали при изменяющихся условиях прокатки / А. А. Уманский, А. В. Головатенко, В. Н. Кадыков // Инновации в материаловедении и металлургии. Материалы IV Международной интерактивной научно-практической конференции. – Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2015. – С. 199-202.

5. Уманский, А. А. Анализ и разработка универсальной математической модели расчета сопротивления деформации рельсовой стали Э78ХСФ при прокатке / А. А. Уманский, А. В. Головатенко, В. Н. Кадыков // Теоретические и прикладные аспекты современной науки. Сборник научных трудов по материалам IV Международной научно-практической конференции. – Белгород, 2014. – Ч. I. – С. 182-187.

УДК 621.771.237

СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ОТЕЧЕСТВЕННОГО РЫНКА ТРУБ БОЛЬШОГО ДИАМЕТРА

Губанов С.А., Чикишев Д.Н., Салганик В.М.

Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, г. Магнитогорск, Россия, gybanov@inbox.ru

Аннотация: *Российская Федерация имеет самую развитую инфраструктуру трубопроводного транспорта. Ежегодное потребление трубного металлопроката составляет более 6 млн. тонн. Энергетическая стратегия РФ до 2020 года обуславливает дальнейшую перспективу развития отечественного рынка труб большого диаметра.*

Ключевые слова: *трубы большого диаметра; трубная сталь; газопровод.*

CURRENT STATE OF THE DOMESTIC MARKET OF PIPES BIG DIAMETER

Gubanov S.A., Chikishev D.N., Salganik V.M.

Federal State Educational Institution of Higher Professional Education «Nosov Magnitogorsk State Technical University» Magnitogorsk, Russia, gybanov@inbox.ru

Abstract*: The Russian Federation has the most developed infrastructure of pipeline transport. Annual consumption of rolled metal pipe is more than 6 million tons. The Energy Strategy of Russia until 2020 stipulates further prospects of development of the domestic market of large diameter pipes.*

Key words: *large-diameter pipe; steel pipe; pipeline.*

Газотранспортная система (ГТС) России является крупнейшей системой газоснабжения в мире и включает в себя большое количество объектов по добыче, переработке, хранению и транспортировки газа. Газотранспортная инфраструктура состоит из 168,9 тыс. км трубопроводов, 25 крупных подземных хранилищ, 247 компрессорных станций, 6 комплексов по переработке газа. Большая часть магистральных трубопроводов имеет диаметр 1020 и 1420 мм и рабочее давление 5,5 – 7,5 МПа. Ежегодный объём транспортировки газа составляет порядка 556 млрд. куб. м. в год [1 – 2].

Энергетическая стратегия России принятая до 2020 года предполагает значительное расширение добычи и экспорта углеводородов, что в свою очередь предусматривает строительство крупнейшей транспортной инфраструктуры нефтегазовой отрасли. Строительство новых магистральных трубопроводов, а также проекты по замене некоторых участков существующих, увеличивает спрос на сварные трубы большого диаметра (ТБД). Внутренний спрос в России на ТБД в 2014 году составил

2,5 млн т, в 2015 году по прогнозам потребность увеличится до 3 млн т. Также благодаря экономическим санкциям Запада, уменьшиться доля импортных поставок труб, которая в конечном итоге может составить около 8,5 % от общего объёма [3].

При всём этом, наблюдается сильная недозагруженность мощностей по производству труб. Так по данным Фонда развития трубной промышленности, использование российских мощностей металлургического комплекса трубной промышленности составило всего 36 процентов. Крупные инвестиционные проекты такие как: стан-5000 ОАО «ММК» ($1400 млн), Ижорский завод «Северсталь» ($600 млн), стан-5000 в Выксе ($1500 млн), цех «Высота 239» Челябинского трубопрокатного завода ($880 млн) позволяют говорить о большом потенциале трубной промышленности и перспективах полного отказа от продукции иностранных производителей [4].

Крупнейшими производителями ТБД в России на данный момент являются: Челябинский трубопрокатный завод;

Выксунский металлургический завод, Волжский трубный завод, Ижорский трубный завод, Московская трубная компания, Череповецкий трубопрокатный завод.

Основным потребителем ТБД на сегодняшний день является глобальная энергетическая компания ОАО «Газпром». На данный момент, Газпром реализует ряд крупнейших проектов по введению в эксплуатацию новых крупных месторождений и постройке новых магистральных трубопроводов.

Мегапроект Ямал включает в себя разработку Бованенковского, Малыгинского, Северо- и Западно-Тамбейского, Крузенштерского, Тасийского и Харасавэйского месторождений. Запасы газа только одного Бованенковсого месторождения составляют около 4,9 трлн куб. м. К 2020 году добыча на Ямале по предварительным оценкам составит порядка 175 млрд куб. м. Для транспортировки газа будет введено в эксплуатацию 5 – 6 ниток газопровода протяжённостью более 1100 километров по направлению Ямал-Ухта. Общая протяженность газотранспортной системы ямальских месторождений составит более 2500 км. Система будет обеспечивать транспортировку газа в объёме более 300 млрд куб. м. в год и включать в себя 27 компрессорных станций общей мощностью 8600 – 11600 МВт. При постройке газопровода будут впервые использованы новые технологические решения такие как: применение высокопрочных сталей категории прочности К65 (Х80 по API 5L) и компрессорных станций нового поколения с КПД более 36 % [5 – 8].

Восточная программа Газпрома направлена на освоение месторождений Восточной Сибири и Дальнего востока. Запасы газа на этих территориях по официальным оценкам составляют порядка 52,4 трлн куб. м. на суше и около 14,9 трлн куб. м. на шельфе. При этом следует учитывать малую изученность региона. Программа по освоению Восточной Сибири и Дальнего востока принята с учетом перспективы экспорта газа на рынок Азиатско-Тихоокеанского региона. Основными центрами добычи природного газа являются Чаядинское и Ковыктинское месторождения, запасы которых составляют более 1,2 и 1,5 трлн куб. м. соответственно. 21 мая 2014 года был подписан крупнейший контракт с Китаем на поставку российского газа из Чаядинского и Ковыктинского месторождений. Контракт предполагает строительство крупнейшей газотранспортной системы протяжённостью около 4000 км и производительностью 61 млрд $м^3$ природного газа в год, и объём инвестиций при этом составит порядка 1,5 трлн рублей. Реализация восточной программы включает в себя реализацию ряда проектов таких как: «Сахалин-2», «Сахалин-3», «Владивосток-СПГ» и др.

В настоящее время ведётся активная разведка ресурсов за Полярным кругом, которая привела к открытию крупнейшей Баренцово-Карской провинции. Уже разведано 12 месторождений, крупнейшей из которых является Штокмановское объёмом около 3 трлн куб. м. В перспективе планируется постройка газопровода протяжённостью около 1700 км, при этом 540 км будет пролегать по дну моря на глубине 360 м [9].

Таким образом, не смотря на общий спад объёмов производства в металлургической промышленности, прогнозируемый в 2015 году, сектор производства труб большого диаметра испытывает рост, благодаря развитию топливно-энергетического комплекса. Заключение крупнейших международных контрактов обеспечивает стабильный спрос на ТБД в дальнейшей перспективе [10].

Библиографический список

1. Салганик В.М. Современное состояние производства заготовок для труб большого диаметра / В.М. Салганик, Д.Н. Чикишев, Е.Б. Блондинская, С.А. Губанов // Наука и производство Урала. 2014. – №10. – С. 89–91.

2. Губанов С.А. Контролируемая прокатка трубных сталей / С.А. Губанов, Д.Н. Чикишев, Е.Б. Блондинская // Наука и производство Урала. 2014. – №10. – С. 82–85.

3. Денисов С.В. Изменение структуры низколегированной стали в процессе производства / С.В. Денисов, А.Н. Завалищин, Е.В. Кожевникова, М.И. Румянцев // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2013. – №3. – С. 51–54.

4. Барышников М.П. Методы исследования механических характеристик металлов и сплавов в процессах обработки давлением с учётом неоднородности структуры / М.П. Барышников, М.В. Чукин, А.Б. Бойко, Х. Дыя, А.Б. Назайбеков // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2014. – №4. – С. 26–31.

5. Губанов С.А. Конечно-элементное моделирование процесса ускоренного охлаждения толстолистового проката / С.А. Губанов, Д.Н. Чикишев, Д.О. Пустовойтов // Современные тенденции в образовании и науке: сборник научных трудов по материалам международной научно-практической конференции: в 14 частях. Тамбов, 2014. – С. 38–42.

6. Губанов С.А. Ускоренное контролируемое охлаждение, применяемое на толстолистовых станах для производства высокопрочных сталей / С.А. Губанов, Д.Н. Чикишев //Калибровочное бюро: электрон. науч. журн. Выпуск 3.1. 2014. – С. 4–10. URL:http://www.passdesign.ru/numbers/ (дата обращения: 10.09.2015).

7. Губанов С.А. Перспективы российского рынка труб большого диаметра в 2015 году / С.А. Губанов, Д.Н. Чикишев // Современное общество, образование и наука сборник научных трудов по материалам Международной научно-практической конференции: в 16 частях. 2015. – С. 40–41.

8. Губанов С.А. Конечно-элементное моделирование вертикального изгиба переднего конца полосы при толстолистовой прокатке на стане 5000 ОАО «ММК» / С.А. Губанов, Д.Н. Чикишев, Д.О. Пустовойтов // Актуальные вопросы науки и техники: Сборник научных трудов по итогам международной научно-практической конференции. Самара, 2015. – С. 81–83.

9. Данилова Ю.В. Поиск консенсуса между потребителем и производителем – важный этап при разработке нормативных документов / Ю.В. Данилова, М.А. Полякова, Г.Ш. Рубин // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2015. № 2 (50). – С. 79–84.

10. Салганик В.М. Развитие теории и технологии инновационных процессов прокатного производства / В.М. Салганик, Д.Н. Чикишев, С.В. Денисов, П.П. Полецков, М.И. Румянцев, Г.А. Куницын // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2014. № 1 (45). – С. 48–51.

УДК 621.771.014 : 621.777.2

ОБОСНОВАНИЕ ПЕРСПЕКТИВНЫХ РЕШЕНИЙ ПРИ РЕАЛИЗАЦИИ ПРОЦЕССА ПРОКАТКИ–ПРЕССОВАНИЯ

Фастыковский А.Р.

Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия

Аннотация: *Разработана методика оценки возможностей процесса прокатки – прессования. Проведенные аналитические исследования позволили выявить наиболее перспективные конструкции устройств, а также оптимальное, с точки зрения максимальной суммарной вытяжки, расположение матрицы относительно плоскости, проходящей через оси валков.*

Ключевые слова: *теоретическое обоснование, перспективные решения, прокатка-прессование.*

THE RATIONALE FOR PROMISING SOLUTIONS DURING IMPLEMENTATION THE PROCESS OF ROLLING – EXTRUSION

A. R. Fastykovsky

Siberian state industrial University
Novokuznetsk, Russia

Abstract: *Methods for estimation of opportunities of the rolling process – pressing. Held analytical studies allowed to identify the most promising designs of devices as well as optimal from the point of view of the maximum total extraction, the location of the matrix with respect to a plane passing through the axis of the rolls.*

Key words: *theoretical basis, promising solutions, rolling-pressing.*

В последние годы, разработан ряд новых процессов обработки металлов давлением, основанных на использовании резерва сил трения в очаге деформации прокатной клети. Наиболее перспек-

тивным и недостаточно изученным в теоретическом плане является процесс прокатки–прессования, сочетающий в себе комбинацию хорошо известных процессов прокатки и прессования. Как следует из публикаций, этот процесс по многим параметрам превосходит известные способы обработки металлов давлением, однако отсутствие математической модели процесса и проведенных на ее базе аналитических исследований значительно затрудняет практическую реализацию процесса. Решению данных вопросов посвящена настоящая работа.

Процесс прокатки–прессования осуществляется за счет использования резерва сил трения, имеющего место на контакте металла с вращающимися валками. Величина резерва сил трения определяет как саму возможность осуществимости процесса, так и результаты, которых можно достичь. Всестороннее изучение природы резерва сил трения в очаге деформации при прокатке, а также факторов, влияющих на их величину [1 – 3], позволило сделать важное заключение, что присутствие зон скольжения и прилипания на контактной поверхности является следствием наличия резерва сил трения. Резерв сил трения в очаге деформации может быть уравновешен либо за счет касательных сил трения, действующих в зоне опережения, либо благодаря внешнему воздействию в виде переднего подпора [3]. В том случае, когда величина подпора уравновешивает резервные силы трения, процесс протекает с одной зоной отставания на контактной поверхности.

Используя приведенные выше рассуждения и результаты работ [1 – 3], рассмотрим процесс прокатки – прессования через коническую матрицу, размещенную на некотором расстоянии от плоскости, проходящей через оси валков (рисунок 1). Обычно при осуществлении процесса прокатки–прессования используется закрытый прямоугольный калибр без выпусков [4]. Для определения максимальной величины напряжения на поверхности матрицы, создаваемого за счет резерва сил трения, запишем уравнение равновесия сил в очаге деформации. Рассматриваемый случай – предельный, так как весь резерв сил трения использован на формоизменение в матрице, а в очаге деформации есть одна зона отставания.

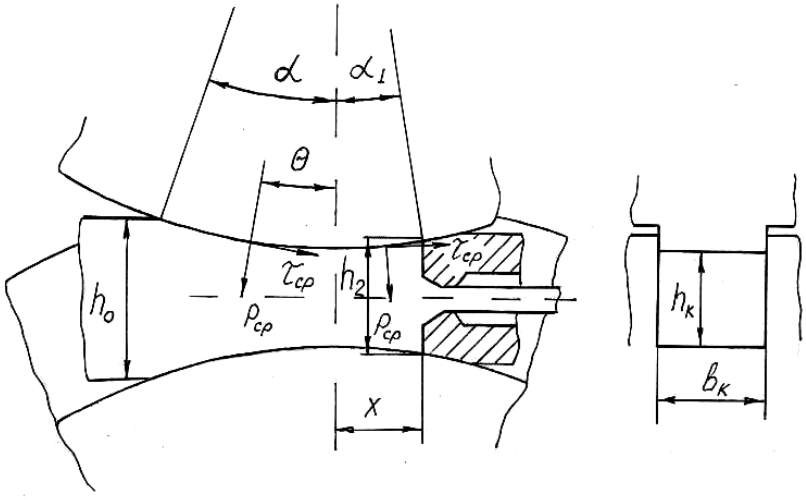


Рисунок 1 – Схема очага деформации процесса прокатки–прессования

$$2\tau_{ср}Rb_к\int_0^{\alpha}\cos\theta d\theta - 2p_{ср}Rb_к\int_0^{\alpha}\sin\theta d\theta + 2\tau_{ср}h_{ср}R\int_0^{\alpha}\cos\theta d\theta + 2\tau_{ср}h'_{ср}R\int_0^{\alpha 1}\cos\theta d\theta +$$

$$+2\tau_{ср}Rb_к\int_0^{\alpha 1}\cos\theta d\theta + 2p_{ср}Rb_к\int_0^{\alpha 1}\sin\theta d\theta - Q = 0, \qquad (1)$$

где R – радиус валков (предполагается, что радиус верхнего и нижнего валков одинаковые);

$b_к$ – ширина калибра;

θ – текущий угол;

$p_{ср}$, $\tau_{ср}$ – среднее нормальное и касательное напряжения;

$h_{ср}$ – средняя высота на участке от входа в очаг деформации до плоскости, проходящей через оси валков;

$h_{ср}'$ – средняя высота в промежутке от плоскости, проходящей через оси валков до матрицы;

α – угол между радиусом, проведенным в точку касания металла валков, и плоскостью, проходящей через оси валков;

α_1 – угол между радиусом, проведенным в точку касания матрицы с валком, и плоскостью, проходящей через оси валков;

Q – подпирающее усилие, создаваемое матрицей.

После интегрирования и преобразований с учетом допущения, что $\tau_{ср}=p_{ср}\mu=\sigma_s\mu$ получим:

$$Q = Rb_к\alpha\sigma_s\left(2\mu - \alpha + \frac{2\mu h_{ср}}{b_к}\right) + Rb_к\alpha_1\sigma_s\left(2\mu + \alpha_1 + \frac{2\mu h'_{ср}}{b_к}\right), \quad (2)$$

где μ – коэффициент трения;

σ_s – сопротивление деформации.

Преобразуем (2), перейдя от силы к напряжению:

$$\frac{\sigma_1}{\sigma_s} = \frac{l_d}{h_2}\left(2\mu - \alpha + \frac{2\mu h_{ср}}{b_к}\right) + \frac{l_{d1}}{h_2}\left(2\mu + \alpha_1 + \frac{2\mu h'_{ср}}{b_к}\right), \quad (3)$$

где l_d – длина дуги захвата на участке от входа в очаг деформации до плоскости, проходящей через оси валков;

l_{d1} – длина дуги на участке от плоскости, проходящей через оси валков, до матрицы;

h_2 – высота в районе матрицы;

σ_1 – напряжение на матрице, создаваемое резервными силами трения.

Величины $h_{ср}$ и $h'_{ср}$ можно определить из следующих зависимостей:

$$h_{ср} = \frac{h_0 + h_к}{2};\ h'_{ср} = \frac{h_к + h_2}{2}, \quad (4)$$

где $h_к$ – высота калибра.

Для дальнейшего решения необходимо определить зависимость изменения h_2 от расположения матрицы относительно плоскости, проходящей через оси валков. Воспользуемся аппроксимацией контактной поверхности параболой и получим:

$$h_2 = h_к + \frac{x^2}{R}, \quad (5)$$

где x – расстояние от плоскости, проходящей через оси валков, до матрицы.

С учетом (4) и (5) преобразуем (3) к виду:

$$\frac{\sigma_1}{\sigma_s} = \frac{l_d}{h_к + \frac{x^2}{R}}\left[2\mu - \alpha + \frac{\mu\left(h_0 + h_к\right)}{b_к}\right] + \frac{x}{h_к + \frac{x^2}{R}}\left[2\mu + \frac{x}{R} + \frac{\mu\left(2h_к + \frac{x^2}{R}\right)}{b_к}\right]. \quad (6)$$

Зависимость (6) применима в случае прокатки–прессования с использованием закрытого прямоугольного калибра, образованного вращающимися валками. Однако, как указано в работе [4], возможны и другие варианты построения калибра. Согласно приведенной классификации известны конструкции калибров, в которых боковые стенки образованы либо одной неподвижной пластиной, либо двумя. Формирование боковых стенок калибра за счет неподвижных пластин приводит к уменьшению величины σ_1/σ_s, так как действующие на них силы трения являются реактивными и направлены против хода движения полосы. Пользуясь выше приведенными рассуждениями, получим для калибра, боковые стенки которого оборудованы неподвижными пластинами, зависимость вида:

$$\frac{\sigma_1}{\sigma_s} = \frac{l_d}{h_к + \frac{x^2}{R}}\left[2\mu - \alpha - \frac{\mu_1\left(h_0 + h_к\right)}{b_к}\right] + \frac{x}{h_к + \frac{x^2}{R}}\left[2\mu + \frac{x}{R} - \frac{\mu_1\left(2h_к + \frac{x^2}{R}\right)}{b_к}\right], \quad (7)$$

где μ_1 – коэффициент трения между металлом и неподвижными пластинами.

В случае, когда одна боковая часть калибра образована неподвижной пластиной, а другая является частью валка, величина σ_1/σ_s может быть определена по формуле:

$$\frac{\sigma_1}{\sigma_s}=\frac{l_d}{h_к+\frac{x^2}{R}}\left[2\mu-\alpha+\frac{(\mu-\mu_1)(h_0+h_к)}{b_к}\right]+\frac{x}{h_к+\frac{x^2}{R}}\left[2\mu+\frac{x}{R}+\frac{(\mu-\mu_1)\left(2h_к+\frac{x^2}{R}\right)}{b_к}\right]. \quad (8)$$

Зная величину напряжения на поверхности матрицы, можно определить такую важную характеристику, как общий коэффициент вытяжки в системе валок – матрица. Воспользуемся известной формулой Перлина И.Л. [5], преобразовав ее к виду:

$$\lambda_1=\exp\left[\frac{1}{Z}\left(\frac{\sigma_1}{\sigma_s}-\frac{4lf'}{D_к}\right)\right]=\frac{F_н}{F_к}; \quad (9)$$

$$Z=\frac{2}{1+\cos\varphi}+\frac{f'}{\sin\varphi}, \quad (10)$$

где λ_1 – коэффициент вытяжки в матрице;

f' – коэффициент трения на поверхности матрицы;

l, $D_к$ – соответственно длина и диаметр калибрующего пояска;

φ – угол конуса матрицы;

$F_к$ – площадь поперечного сечения готового профиля;

$F_н$ – площадь перекрываемая матрицей.

Суммарный коэффициент вытяжки процесса прокатки–прессования можно определить из зависимости, полученной с использованием (9) и (10):

$$\lambda_\Sigma=\frac{h_0\exp\left[\frac{1}{Z}\left(\frac{\sigma_1}{\sigma_s}-\frac{4lf'}{D_к}\right)\right]}{h_к+\frac{x^2}{R}}, \quad (11)$$

где λ_Σ – суммарный коэффициент вытяжки.

Воспользовавшись зависимостями (6), (7), (8), (11), определим, как влияют на величину коэффициента суммарной вытяжки расположение матрицы относительно плоскости, проходящей через оси валков, а также конструктивные особенности калибра. Полученные результаты необходимы для обоснования перспективных конструкторских и технических решений при практической реализации процесса прокатки–прессования. В качестве примера рассмотрим три варианта построения калибра для осуществления процесса прокатки–прессования заготовки размерами 15х15 мм в калибре $h_кxb_к$ = 8х15 мм. Первый вариант – калибр образован вращающимися валками, второй – одна боковая стенка калибра является неподвижной пластиной другая образована валком, третий – боковые стенки калибра образуют две неподвижные пластины. Коэффициент трения $\mu=f'=0{,}5$, $\mu_1=0{,}3$, прокатные валки имеют диаметр 300 мм, калибрующий поясок матрицы настолько мал, что его влиянием можно пренебречь. Используя выше приведенные исходные данные, определили суммарный коэффициент вытяжки для трех вариантов построения калибра, а также для случая расположения матрицы на некотором расстоянии от плоскости, проходящей через оси валков. Полученные результаты приведены на рисунке 2, где сплошной линией показан суммарный коэффициент вытяжки для калибра, имеющего две неподвижные боковые поверхности, штриховой – для калибра, одна сторона которого образована неподвижной пластиной, а другая является частью валка, штрих с крестом – калибр образован валками.

Как видно из рисунка 2, конструкция калибра существенно влияет на суммарной коэффициент вытяжки. Использование неподвижных пластин для формирования боковой поверхности калибра приводит к значительному снижению величины суммарной вытяжки, к дополнительным затратам энергии для преодоления сил трения на поверхности неподвижных пластин и поэтому использование таких калибров далеко не всегда является целесообразным, несмотря на имеющиеся преимущества. Большой практический интерес представляет характер зависимости величины суммарного коэффициента вытяжки от расположения матрицы относительно плоскости, проходящей через оси валков. Согласно данным, приведенным на рисунке 2, зависимость имеет ярко выраженный максимум, абсолютная величина и расположение которого зависит от условий деформации, конструктивных особен-

ностей калибров.

Наличие максимума и возможность его определения дает основание говорить о путях оптимизации процесса прокатки–прессования с использованием разработанной методики. Необходимо отметить, что принимать расстояние от плоскости, проходящей через оси валков, до матрицы надо очень взвешенно, учитывая, что при одной и той же величине суммарного коэффициента вытяжки увеличение расстояния x приводит к увеличению напряжений на поверхности матрицы. Последнее можно пояснить, обратившись к рисунку 2, а именно к зависимости, обозначенной линией штрих с крестом. Согласно приведенной зависимости осуществить процесс прокатки–прессования с суммарным коэффициентом вытяжки 40 можно, разместив матрицу на расстоянии от плоскости, проходящей через оси валков, в любом месте в промежутке от 4 до 27 мм, при этом напряжение на матрице σ_1/σ_s будет изменяться от 6,7 до 7,8, что в свою очередь существенно увеличит энергозатраты на реализацию процесса прокатки–прессования.

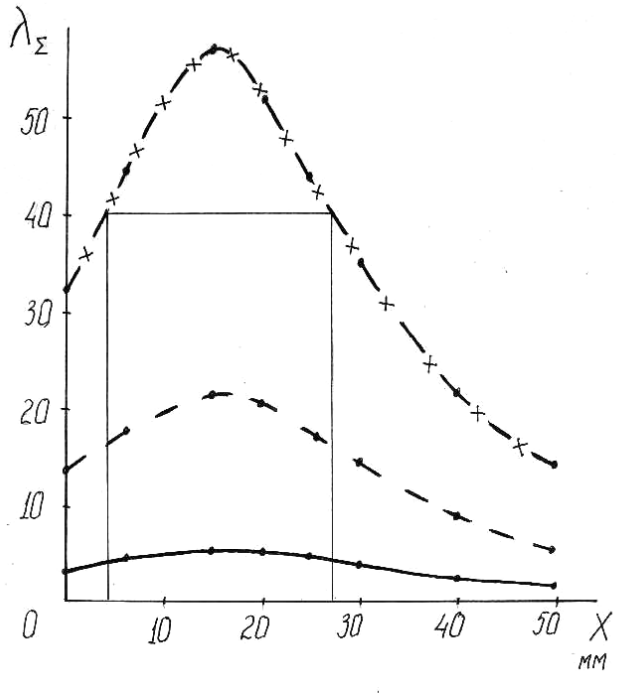


Рисунок 2 – График суммарного коэффициента вытяжки процесса прокатки – прессования в зависимости от конструктивных особенностей калибров и расположения матрицы

Выводы. Разработан аналитический инструмент для определения суммарного коэффициента вытяжки процесса прокатки – прессования. Проведенные аналитические исследования позволили оценить известные конструкции устройств реализующих процесс прокатки – прессования с точки зрения достигаемых суммарных коэффициентов вытяжки и выявлены перспективные конструктивные решения. Доказано, что расположение матрицы относительно плоскости проходящей через оси валков существенно влияет на величину суммарного коэффициента вытяжки, энергозатраты и для каждых конкретных условий деформации имеет свое оптимальное положение.

Библиографический список

1. Фастыковский А.Р., Перетятько В.Н. Оценка величины резервных сил трения очага деформации // Известия Вузов. Черная металлургия. 2001. №8. С. 42-44.

2. Фастыковский А.Р., Перетятько В.Н. Изучение закономерностей изменения величины резервных сил трения очага деформации при прокатке // Известия Вузов. Черная металлургия. 2001. №12. С. 5-8.

3. Фастыковский А.Р., Перетятько В.Н. Изучение влияния переднего подпора на протяженность зон скольжения и прилипания в очаге деформации при прокатке // Известия Вузов. Черная металлургия. 2002. №2. – С. 15-17.

4. Корнилов В.Н. Возможные схемы процесса прокатки - прессования // Цветные металлы. 1992. №5. С. 64-65.

5. Перлин И.Л. Теория прессования металлов. М.: Металлургия, 1964. – 343 с.

УДК 621.771.04:621.771.06-114.001.5

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ И КОНСТРУКТИВНЫХ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА ПРОКАТКИ В РЕДУКЦИОННО-КАЛИБРОВОЧНОМ БЛОКЕ НЕПРЕРЫВНОГО ПРОВОЛОЧНОГО СТАНА НА ЗАПОЛНЕНИЕ КАЛИБРОВ БЛОКА И НА ПРОДОЛЬНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ МЕЖДУ ЕГО КЛЕТЯМИ ПРИ СКОРОСТИ ПРОКАТКИ БОЛЕЕ 150 М/С

Горбанев А.А., Токмаков П.В., Раздобреев В.Г., Паламарь Д.Г.

Институт черной металлургии им. З.И. Некрасова НАН Украины, г. Днепропетровск, Украина, v_razdobreev@mail.ru

Аннотация: *В работе выполнены аналитические исследования влияния различных технологических и конструктивных параметров на продольные напряжения между клетями редукционно-калибровочного блока, а также раскрыт вопрос заполнения калибров блока при скорости прокатки более 150 м/с.*

Ключевые слова: *Высокоскоростная непрерывная прокатка, катанка, скорость прокатки, редукционно-калибровочный блок.*

RESEARCH OF INFLUENCE TECHNOLOGICAL AND DESIGN DATA OF PROCESS ROLLING IN REDUCUCING-CALIBRATION THE BLOCK CONTINUOUS WIRE ROLLING MILL ON FILLING OF CALIBRES OF THE BLOCK AND ON LONGITUDINAL PRESSURE BETWEEN IT ROLLIG MILL AT SPEED ROLLING MORE THAN 150 M/S

A.A. Gorbanev, P.V. Tokmakov, V.G. Razdobreev, D.G. Palamar

Iron and steel institute n. Z.I. Nekrasov NAS Ukraine, Dnepropetrovsk, Ukraine, v_razdobreev@mail.ru

Abstract: *In job the analytical researches of influence various technological and design data on longitudinal pressure between of rolling mill of the block are executed, and also the question of filling of calibres of the block is opened at speed rolling more than 150 m/s.*

Key words: *High-speed continuous of rolling, wire, speed of rolling, reducucing-calibration the block.*

Современное состояние вопроса. Одним из основных направлений развития производства катанки из углеродистых и высоколегированных сталей и сплавов в настоящее время является уменьшение диаметра проката с одновременным обеспечением высокого комплекса механических свойств и точности геометрических размеров. Такая продукция обеспечивает снижение затрат на переработку катанки в метизном и сталепроволочном переделах и, поэтому, будет пользоваться повышенным спросом у потребителей. Однако для обеспечения высоких технико-экономических показателей производства катанки малых диаметров необходимо повышение скоростей прокатки – вплоть до 200 м/с.

На действующих проволочных станах с традиционной компоновкой и составом оборудования при повышении скорости прокатки свыше 120 м/с резко возрастает количество аварийных ситуаций, связанных с пробуксовкой и застреванием раската в валках, возрастают простои стана и расход металла. Поэтому рабочая скорость прокатки практически не превышает 110 м/с. По этим причинам производство катанки диаметром менее 5,5 мм затруднено и становится экономически невыгодным. Такое ограничение скоростей объясняется тем, что деформационные режимы, применяемые при прокатке в чистовых блоках, и приводные линии блоков рассчитаны без учета особенностей процесса высокоскоростной прокатки катанки со скоростями более 80 – 100 м/с.

Целью настоящей работы является аналитическое исследование влияния различных технологических и конструктивных параметров процесса прокатки в редукционно-калибровочном блоке непрерывного высокоскоростного проволочного стана на межклетьевые усилия и размеры раската между его клетями при скорости прокатки более 150 м/с.

Изложение основных результатов исследований. В Институте черной металлургии А.П. Чек-

маревым, М.Д. Куцыгиным и др. [1, 2] была разработана методика оценки влияния изменения параметров прокатки на константу прокатки (произведение площади поперечного сечения проката на скорость прокатки). В соответствии с этой методикой все возмущения, влияющие на процесс прокатки в клети, разделены на три группы – изменение сечения подката на входе в клеть, изменение параметров прокатки в самой клети (диаметр валков, межвалковые зазоры, коэффициент внешнего трения и др.) и влияние натяжения (переднего и заднего). Используя данный подход, были выполнены расчеты и анализ процесса прокатки в непрерывных мелкосортных станах [2] и для расчета межклетьевых усилий в блоках [3, 4]. В дальнейшем данный подход был применен для расчета параметров прокатки в редукционно-калибровочных блоках (РКБ), установленных на станах последнего поколения, рассчитанных на скорость прокатки 150 м/с и более.

Уравнения для приращения константы прокатки, толщины и ширины проката на выходе из *i*-той клети РКБ записываются в виде:

$$\frac{du_i}{u_i}=\frac{\partial Du_i}{D_i}+\frac{1}{1+S_i}\left(\frac{\partial S_i}{\partial H_i}dH_i+\frac{\partial S_i}{\partial B_i}dB_i+\frac{\partial S_i}{\partial G_i}dG_i+\frac{\partial S_i}{\partial \sigma_{oi}}d\sigma_{oi}+\frac{\partial S_i}{\partial \sigma_{1i}}d\sigma_{1i}\right);$$

$$\frac{dh_i}{h_i}=\frac{1}{h_i}\left(\frac{\partial h_i}{\partial H_i}dH_i+\frac{\partial h_i}{\partial B_i}dB_i+\frac{\partial h_i}{\partial G_i}dG_i+\frac{\partial h_i}{\partial \sigma_{oi}}d\sigma_{oi}+\frac{\partial h_i}{\partial \sigma_{1i}}d\sigma_{1i}\right); \qquad (1)$$

$$\frac{d\hat{a}_i}{\hat{a}_i}=\frac{1}{\hat{A}_i}\left(\frac{\partial \hat{a}_i}{\partial H_i}dH_i+\frac{\partial \hat{a}_i}{\partial B_i}dB_i+\frac{\partial \hat{a}_i}{\partial G_i}dG_i+\frac{\partial \hat{a}_i}{\partial \sigma_{oi}}d\sigma_{oi}+\frac{\partial \hat{a}_i}{\partial \sigma_{1i}}d\sigma_{1i}\right),$$

где G_i – возмущение в *i*-той клети (изменение межвалкового зазора в *i*-той клети);

S_i – опережение в данной клети;

σ_o и σ_i – удельные заднее и переднее натяжение;

H_i и B_i – высота и ширина раската на входе в *i*-тую клеть;

h_i и $в_i$ – высота и ширина раската на выходе из *i*-той клети.

Уравнения вида (1) были составлены для каждой клети редукционно-калибрующего блока. При этом было учтено, что прокатка происходит с переменой направления обжатия в смежных клетях. Как и в работе [2] при дальнейшем решении последовательно были выделены каждые две клети РКБ и три межклетьевых промежутка – между данными клетями, до и после них. Через эти натяжения проявляются воздействия на размеры раската в выделенных клетях и продольные усилия между ними от различных возмущающих факторов до и после этих двух клетей. Изменения параметров были представлены в виде приращений функций

$$\frac{\Delta U_{i+1}}{u_1};\ \frac{\Delta h_{i+1}}{h_{i+1}};\ \frac{\Delta в_{i+1}}{в_{i+1}}\ \text{и}\ \frac{\Delta U_i}{u_1};\ \frac{\Delta h_i}{h_i};\ \frac{\Delta в_{i1}}{в_{i1}}.$$

Решая полученную систему уравнений относительно приращения межклетьевого натяжения в промежутке между клетями *i* и *i*+1 относительно базового режима, предусмотренного, например, калибровкой валков, получено уравнение для определения приращения продольного усилия (натяжения) между клетями *i* и *i*+1 РКБ в следующем виде:

$$\Delta\sigma_{i-(i+1)}=\frac{\Delta D_{i+1}/D_{i+1}-\Delta D_i/D_i}{K_{\sigma i-(i+1)}}-\Big(K_{Hi}\Delta H_i+K_{Bi}\Delta B_i+K_{Gi}\Delta G_i+K_{G(i+1)}\Delta G_{(i+1)}+ \qquad (2)$$
$$+K_{\sigma(i-1)-i}\Delta\sigma_{(i-1)-i}+K_{\sigma(i+1)-(i+2)}\Delta\sigma_{(i+1)-(i+2)}\Big).$$

где $K_{\sigma i-(i+1)}$ – коэффициент, отражающий обратные связи технологического процесса прокатки в клетях *i* и (*i*+1) РКБ по натяжению;

$K_{Hi}, K_{Bi}, K_{Gi}, K_{\sigma(i-1)-1}, K_{\sigma(i+1)-(i+2)}$ – передаточные коэффициенты для межклетьевого натяжения при изменении размеров раската на входе в данную пару клетей, различных возмущениях в данных клетях и изменении натяжения до и после этих клетей.

Данные коэффициенты показывают приращение натяжения между клетями *i* и (*i*+1) при изменении какого-либо параметра прокатки в рассматриваемом участке РКБ.

Решая совместно уравнения для пары редуцирующих клетей, последней редуцирующей и первой калибровочной и между парой калибровочных клетей, находим приращение межклетьевого усилия в любом промежутке РКБ, а также изменение ширины раската на выходе из каждой клети.

Получены аналитические зависимости для расчета передаточных коэффициентов, входящих в уравнение (2). Рассчитав передаточные коэффициенты, определяется приращение натяжения в про-

межутках между клетями РКБ – $\Delta\sigma_{1-2}, \Delta\sigma_{2-3}$ и $\Delta\sigma_{3-4}$, а также приращение ширины раската на выходе из каждой клети РКБ относительно базового режима.

Прокатка в РКБ происходит с изменением направления обжатия на 90 ° в каждой последующей клети. Тогда изменение размеров раската на входе в *i*-тую клеть будет равно $\Delta H_i = в_{i-1}$ и $\Delta \hat{A}_i = h_{i-1}$, где $\Delta в_{i-1}$ и Δh_{i-1} – изменение ширины и высоты раската на выходе из клети (*i*–1).

Используя полученные выражения для определения приращенных продольных напряжений в РКБ и размеров раската на выходе из каждой клети РКБ, был выполнен анализ влияния различных факторов на межклетьевые усилия и размеры раската. В связи с высокой жесткостью клетей РКБ было принято, что высота раската на выходе из клети РКБ не зависит от изменения технологических параметров процесса прокатки в блоке.

Анализ показал, что изменение диаметров валков в клетях 2 и 3 РКБ (последняя редуцирующая клеть и первая калибровочная) менее чем на 2 мм, ширина готовой катанки (на выходе из клети 4) изменяется незначительно. Реакция натяжения до клети с измененным диаметром валков, противоположная по знаку изменению натяжения после клети, передаваясь по ходу прокатки, уменьшает реакцию натяжения и реакцию ширины после этой клети. Наибольшее влияние на режим натяжений в РКБ и ширину готовой катанки оказывает изменение диаметров валков в первой и последней клети РКБ, однако это влияние противоположно по знаку. Уменьшение диаметра валков в клети 1 приводит к увеличению натяжений во всех промежутках РКБ и уменьшению ширины раската во всех клетях. Уменьшение диаметра валков в последней клети снижает уровень натяжений во всех промежутках между клетями РКБ и увеличивает ширину готовой катанки. При ΔD_1 и ΔD_4, равных 1 мм и менее, ширина готовой катанки изменяется незначительно – не более чем на ±0,015 мм. Учитывая особенности калибровки двух последних клетей («круг–круг») при ΔD более 1 мм возможно появления «усов» на готовой катанке. На рисунке 1 показано расчетное влияние изменения диаметра валков в первой и последней клетях РКБ стана 150 БМЗ на ширину готовой катанки.

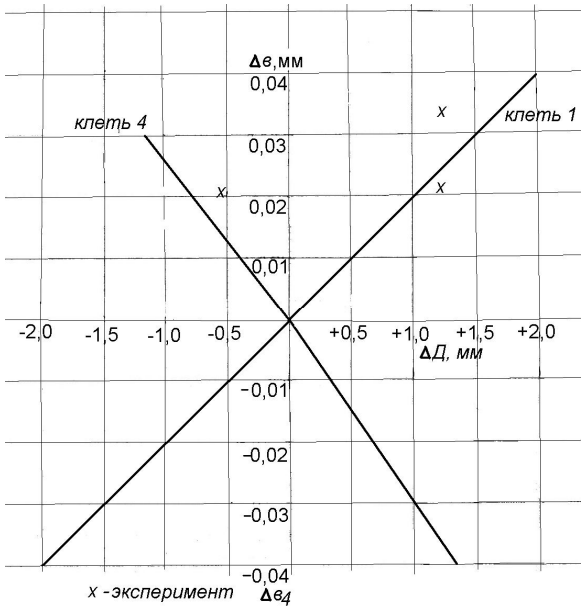


Рисунок 1 – Влияние ΔD_1 и ΔD_4 на ширину готовой катанки диаметром 4,5 мм

Существенное влияние на режимы натяжений в РКБ и ширину раската на выходе из клетей оказывает сечение раската на входе в РКБ и изменение межвалковых зазоров в клетях блока. Увеличение сечения на входе в РКБ снижает уровень натяжений в межклетьевых промежутках и увеличивает ширину раската на выходе из клетей и ширину готовой катанки. Уменьшение среднего диаметра подката на входе в РКБ увеличивает уровень натяжений в блоке и уменьшает ширину раската на выходе из клетей и ширину готовой катанки. Изменение диаметра подката перед РКБ оказывает влияние на ширину раската в калибровочных клетях за счет изменения продольных напряжений в двух последних межклетьевых промежутках блока. Влияние отклонения диаметра раската на входе на режим натяжений уменьшается по ходу прокатки в РКБ. Так, отклонение диаметра раската на входе, равное 0,2 мм, уменьшается до 0,06 мм в последней клети. Поэтому для обеспечения высокой точности готовой катанки требуется точное соблюдение заданной настройки основного (как правило,

восьми или десятиклетьевого) блока, расположенного перед РБК. Увеличение среднего диаметра раската перед РКБ более чем на 0,3 мм, может привести к переполнению чистового калибра и появлению «усов», а также заклиниванию раската в РКБ.

Изменение межвалковых зазоров в клетях РКБ является существенным фактором, определяющим устойчивость процесса прокатки в РКБ и точность катанки. Возможность повышения точности катанки до ±0,05 – 0,07 мм установлена при освоении РКБ на станах в Китае и Бразилии, оснащенных РКБ, а также на станах более поздней постройки. При эксплуатации таких станов межвалковые зазоры в калибрующих клетях не изменяются, а в редуцирующих клетях изменение межвалковых зазоров стараются ограничивать – не более ±0,1 мм.

В 1991 году фирмой «Kobe Steel» был реконструирован мелкосортный стан: дополнительно были установлен РКБ, зоны водяного охлаждения раската и готового профиля [5, 6]. В связи с установкой РКБ был разработан специальный имитатор межклетьевого натяжения, были проанализированы режимы прокатки с минимальным натяжением между клетями и определены условия прокатки для достижения заданной точности (±0,10 мм и менее). В основу решения использовали уравнение связи натяжения и уширения.

Разработан метод измерения натяжения между основным (десятиклетьевым) и калибровочным блоками. Зависимость между скоростями при неустановившемся процессе прокатки (передний и задний конец) и при установившимся процессе (средняя часть полосы) представлены системами уравнений. Для измерения скорости раската использовали лазерный доплеровский измеритель. Результаты экспериментов показали, что изменение скорости сопровождается изменением размеров катанки. Наклон линий вариаций диаметра катанки от скорости различен для разных диаметров, марок сталей и других условий прокатки. Для уменьшения вариации диаметра необходимо снизить натяжение (вариацию скорости до минимальной величины, обеспечивающей отсутствие заклинивания раската).

На рисунке 2 представлены результаты расчетов влияния натяжения между основным блоком и РКБ на изменение ширины раската по клетям РКБ, выполненных фирмой «Kobe Steel» по разработанной фирмой методике. Методика включает конечно-элементную математическую модель для трехмерного анализа. Как показано на рисунке 2, чем выше натяжение на входе в РКБ, тем в большей степени натяжение на входе влияет на изменение ширины по сравнению с прокаткой без натяжения. Чем выше натяжение на входе, тем меньше изменение ширины. Самое большее изменение ширины получено во второй клети РКБ. В остальных клетях РКБ изменение размеров раската в зависимости от натяжения на входе меньше, т.е. величина натяжения на входе слабее влияет на уширение в последующих клетях, это является одним из достоинств РКБ.

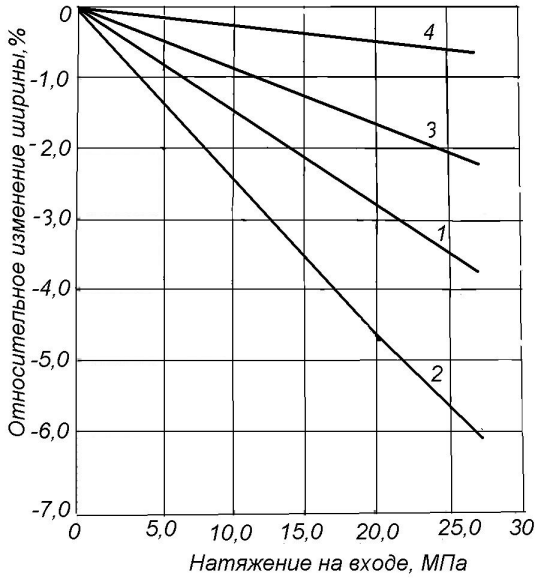


Рисунок 2 – Влияние натяжения на входе в РКБ на изменение ширины раската по клетям №№ 1–4 на отношение к ширине без натяжения на входе [5, 6]

На рисунке 3 показана зависимость между натяжением на входе в РКБ и шириной раската на выходе из четвертой клети, которая является калибровочной. Таким образом, зависимость ширины готового профиля от натяжения на входе слабее. На данном проволочном стане в момент выхода зад-

него конца раската натяжение перед РКБ может резко снизиться. Если оно достигнет 30 МПа, то размер готового профиля возрастет на 0,12 мм и выйдет за пределы допуска для прецизионного проката (0,10 мм).

Отсюда следует, что РКБ имеет ту положительную особенность, что обеспечивает режим прокатки со слабым влиянием натяжения на входной стороне на ширину готового профиля. Также установлено, что для получения высокоточного проката по всей длине полосы, необходимо регулировать натяжение между основным многоклетьевым и калибровочным блоками.

Между отставанием в первой клети РКБ и изменением ширины в четвертой клети (готового профиля) существует определенная зависимость. Наличие этой зависимости означает, что если измерить скорость раската до выхода его из основного блока до захвата переднего конца валками РКБ или скорость выхода заднего конца из многоклетьевого блока, т.е. в период отсутствия натяжения на входе в РКБ, и скорость раската при действии натяжения, то через относительное изменение скорости можно определить натяжение между клетями калибровочного блока и отклонение ширины.

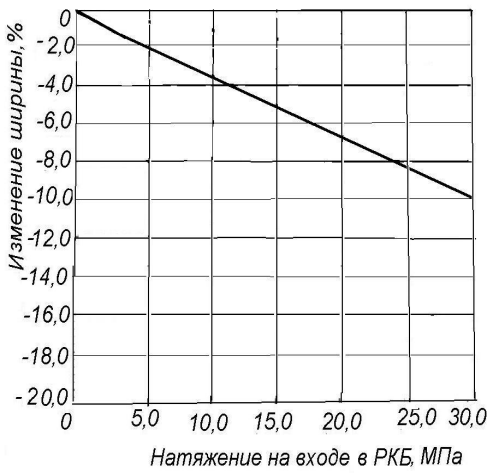


Рисунок 3 – Влияние натяжения на входе в РКБ на изменение ширины в последней клети [5, 6]

Влияние натяжения на параметры прокатки при входе в РКБ рассчитано аналитически по методике, разработанной в ИЧМ с использованием системы уравнений (1). Такой подход не требует применение специальной аппаратуры для измерения скорости раската на выходе из многоклетьевого блока и на входе в РКБ. Технологические коэффициенты процесса прокатки в РКБ (например, $\frac{\partial \hat{a}_i}{\partial \sigma_{oi}}$; $\frac{\partial S_i}{\partial H_i}$ и др.) рассчитываются с учетом особенностей высокоскоростной прокатки [7]. Зависимости, полученные расчетным путем по методике ИЧМ при использовании исходных данных фирмы «Kobe Steel» показывают хорошую сходимость с результатами экспериментов фирмы.

Таким образом, выполнено исследование влияния различных технологических и конструктивных параметров на продольные напряжения между клетями РКБ и десятиклетьевого блока, а также раскрыт вопрос заполнения калибров РКБ при скорости прокатки более 150 м/с.

Библиографический список

1. Чекмарев А.П. Аналитическое определение технологических коэффициентов влияния натяжения и различных возмущений на параметры непрерывной прокатки / А.П. Чекмарев, Н.П. Спиридонов, М.Д. Куцыгин // "Прокатное производство": Сб. трудов ИЧМ. – М.: Металлургия, 1971. – т. 35. – С. 216–227.

2. Чекмарев А.П. Анализ уравнений связи между клетями непрерывного стана при трехмерной деформации / А.П. Чекмарев, Н.П. Спиридонов, М.Д. Куцыгин // "Прокатное производство": Сб. трудов ИЧМ. – М.: Металлургия, 1971. – Т. 35. – С. 90-104.

3. Иводитов А.Н. Разработка и освоение технологии производства высококачественной катанки / А.Н. Иводитов, А.А. Горбанев. – М.: Металлургия, 1989. – 253 с.

4. Gorbanev A.A., Binkevich E.B., Mamchic I. / Metalurgija. – Zagreb, 1998. – № 37. – P. 13-18.

5. Tension control technology for wire rod rolling/ Takaoka, K.Ishida, S.Miyazaki et al // Kobe Steel Engineering Reports. 2006. – 56 – № 13. – P. 8-21.

6. Three dimensional deformation analysis for wire rod siking rolling // H. Kuchida, S. Toyosima, S. Miyazaki et al // Kobe Steel Engineering Reports. 2006. – 56 – № 13. – P. 14-17.

7. Горбанев А.А. Теоретические и технологические основы высокоскоростной прокатки катанки / А.А. Горбанев, С.М. Жучков, В.В. Филиппов, В.И. Тимошпольский, А.Б. Стеблов, А.М. Юнаков, В.А. Тищенко. – Минск: Высшая школа, 2003. – 287 с.

УДК 621.74.047

СРАВНЕНИЕ КАЧЕСТВА НЕПРЕРЫВНОЛИТЫХ СЛЯБОВ, ОТЛИТЫХ НА МНЛЗ РАЗЛИЧНОГО ТИПА

Столяров А.М., Мошкунов В.В., Дидович С.В.

Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова,
ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат»,
г. Магнитогорск, Россия, sam52.52@mail.ru

Аннотация: *Исследовано качество макроструктуры непрерывнолитых слябов толщиной 250 мм, отлитых на МНЛЗ различного типа из кислородно-конвертерной стали.*

Ключевые слова: *МНЛЗ, тип машин, непрерывнолитой сляб, макроструктура, качество.*

QUALITY OF CONTINUOUSLY CAST SLAB CAST IN THE CONTINUOUS CASTING MACHINE DIFFERENT TYPE

Stolyarov A.M., Moshkunov V.V., Didovich S.V.

Magnitogorsk State Technical University named after G.I. Nosov,
OJSC «Magnitogorsk Iron and Steel Works»
Magnitogorsk, Russia, sam52.52@mail.ru

Abstract: *In this article the authors give the research results quality of the macrostructure of continuously cast slabs with thickness 250 mm cast in the continuous casting machine different type made of converter steel.*

Key words: *continuous casting machine, continuously cast slab, the macrostructure, quality, chemical composition.*

В кислородно-конвертерном цехе ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат» непрерывнолитые слябы толщиной 250 мм отливаются на пяти машинах непрерывного литья заготовок (МНЛЗ). Четыре машины криволинейного типа отечественного производства имеют одинаковый базовый радиус, равный 8 м [1 – 5]. Две из них: МНЛЗ № 1 и 4 являются комбинированными и могут работать как в двух, так и в четырехручьевом режимах. Основное конструктивное различие этих машин заключается в высоте радиальных кристаллизаторов: на МНЛЗ № 1 используются укороченные кристаллизаторы высотой 950 мм, а на МНЛЗ № 4 – длинные, высотой 1200 мм. МНЛЗ № 2 и 3 имеют по четыре ручья и кристаллизаторы высотой 950 мм. Все укороченные кристаллизаторы оборудованы роликовой системой поддержки на их раме. Пятая цеховая машина – МНЛЗ №6 является одноручьевой криволинейного типа с вертикальным участком фирмы «SMS Demag» [6 – 10]. На машине используется вертикальный кристаллизатор высотой 900 мм с поддерживающей системой из роликов снизу на раме кристаллизатора. Базовый радиус МНЛЗ равен 11 м, а высота вертикального участка составляет около 2,7 м. Зона вторичного охлаждения состоит из 15 сегментов. На участке с 6-го по 15-ый сегмент возможно осуществление мягкого обжатия слябовой заготовки для улучшения качества макроструктуры осевой части непрерывнолитого сляба. В настоящей работе сравнивается качество макроструктуры непрерывнолитых слябов толщиной 250 мм, отлитых на различных машинах кислородно-конвертерного цеха.

Для этого был проанализирован массив производственных данных из 347 плавок. Усредненные данные о химическом составе разлитой стали представлены в таблице 1.

Из приведенных данных видно, что в кислородно-конвертерном цехе осуществлялась разливка низкоуглеродистой стали, химический состав которой на первых четырех машинах различался не-

значительно. На МНЛЗ № 6 преобладала разливка низкоуглеродистого низколегированного металла для производства труб.

Самые широкие слябы толщиной 250 мм отливались на одноручьевой МНЛЗ № 6. Средняя ширина отливок составила около 2000 мм. Наиболее узкие слябы со средней шириной около 1275 мм получались на четырехручьевых МНЛЗ № 2 и 3.

Для оценки величины перегрева металла в промежуточном ковше МНЛЗ были рассчитаны значения температуры ликвидус по следующей формуле фирмы «SMS Demag»:

$$t_{ликв} = 1536 - 88[C] - 8[Si] - 5[Mn] - 25[S] - 30[P] - 1,5[Cr] - 4[Ni] - 5[Cu] - 1,7[Al],$$

где $[C],[Si],[Mn],[S],[P],[Cr],[Ni],[Cu],[Al]$ – содержание в разливаемой стали углерода, кремния, марганца, серы, фосфора, хрома, никеля, меди и алюминия, %.

Таблица 1 – Химический состав разлитого металла

Химический элемент	Среднее содержание химического элемента (%) в металле, разлитом на различных МНЛЗ (номер машины)				
	1	2	3	4	6
Углерод	0,16	0,16	0,16	0,15	0,10
Кремний	0,35	0,25	0,27	0,33	0,42
Марганец	0,85	0,60	0,66	0,81	1,39
Сера	0,007	0,008	0,010	0,006	0,004
Сера	0,013	0,012	0,013	0,013	0,011
Алюминий	0,039	0,041	0,041	0,039	0,038
Азот	0,006	0,006	0,006	0,006	0,005

В таблице 2 показаны данные об основных параметрах разливки металла на разных МНЛЗ.

Таблица 2 – Основные параметры разливки металла

Параметр	Номер слябовой МНЛЗ				
	1	2	3	4	6
Ширина сляба, мм	1250-1560* 1450	1200-1330 1280	1200-1330 1270	1450-2050 1650	1560-2600 2005
Температура металла в промежуточном ковше, ºС	1513-1547 1537	1534-1552 1542	1533-1552 1541	1532-1551 1541	1521-1554 1537
Температура ликвидус металла, ºС	1501-1518 1514	1513-1525 1516	1507-1525 1516	1510-1524 1516	1510-1532 1517
Величина перегрева металла в промежуточном ковше над температурой ликвидус, ºС	12-30 23	21-30 26	18-29 25	15-30 25	11-22 20
Скорость вытягивания сляба, м/мин	0,57-0,78 0,66	0,56-0,75 0,63	0,55-0,77 0,63	0,48-0,79 0,64	0,9-1,1 1,0
* Числитель – интервал изменения, знаменатель – среднее значение.					

Перегрев металла в промежуточном ковше МНЛЗ составил 20 – 26 ºС.

Следует отметить различия скоростного режима разливки стали на отечественных и импортной машинах. Так, если на отечественных МНЛЗ средняя скорость вытягивания заготовок из кристаллизаторов изменялась в интервале 0,63 – 0,66 м/мин, то на импортной машине данный параметр был существенно выше и равнялся 1,0 м/мин.

Для исследования качества отлитых непрерывнолитых слябов по их продольной оси вырезались поперечные темплеты. Подготовка всех темплетов заключалась в проведении стандартных операций:

– фрезерования для снятия слоя металла, подвергшегося высокотемпературному воздействию огневого реза машины газовой резки;

– шлифования для выравнивания поверхности темплета;

– травления в горячем 50 %-ном растворе соляной кислоты.

После этого производилась оценка качества макроструктуры металла согласно ОСТ 14-4-73. Макроструктура литого металла оценивалась по степени развития следующих дефектов:

– осевая рыхлость (ОР);
– осевая химическая неоднородность (ОХН);
– осевые трещины (ОТ);
– трещины, перпендикулярные граням сляба (ТП);
– трещины, перпендикулярные широким граням сляба ($ТП_ш$);
– трещины, перпендикулярные узким граням сляба ($ТП_у$);
– трещины гнездообразные (ТГ);
– точечная неоднородность (ТН).

Степень развития дефектов оценивалась с использованием четырехбальных шкал.

Результаты оценки качества макроструктуры непрерывнолитых слябов приведены в таблице 3.

Таблица 3 – Качество макроструктуры слябов толщиной 250 мм

Параметр	Номер слябовой МНЛЗ				
	1	2	3	4	6
Количество исследованных темплетов, шт.	56	61	35	101	94
Средняя величина развития дефекта макроструктуры сляба (баллы):					
– осевая рыхлость (ОР)	1,48	1,50	1,50	1,50	1,33
– осевая химическая неоднородность (ОХН)	1,70	1,60	1,64	1,73	1,40
– осевые трещины (ОТ)	0,21	0,14	0,04	0,16	0,08
– трещины, перпендикулярные граням (ТП)	0,88	0,89	0,96	0,89	0,82
– трещины гнездообразные (ТГ)	0,75	0,68	0,91	0,84	0,22
– точечная неоднородность (ТН)	0,61	0,77	0,96	0,73	0,03

Анализ представленных данных показывает, что лучшее качество макроструктуры металл имеет в непрерывнолитых слябах, отлитых на МНЛЗ №6. Меньшая степень развития таких осевых дефектов, как рыхлость и химическая неоднородность, а также гнездообразных трещин объясняется возможностью использования оборудования для мягкого обжатия отливаемых заготовок. Так в процессе разливки на горизонтальном участке технологического канала МНЛЗ слябовые заготовки верхними роликами обжимались на среднюю величину 5,2 мм. Данный процесс осуществлялся в двух смежных сегментах, каждый из которых имел длину 2,13 м: в основном – в 11-ом и 12-ом, а также в 12-ом и 13-ом сегментах. Под воздействием внешнего давления в направлении сверху вниз в непрерывнолитой заготовке происходит сближение фронтов кристаллизации, создается гидродинамическое давление расплава, вследствие чего повышается проницаемость двухфазной зоны сквозь «лес» дендритов и происходит компенсация усадочных явлений металла. Результатом этого является снижение пористости и химической неоднородности осевой части сляба. Наиболее эффективным является мягкое обжатие слябов на МНЛЗ с большим радиусом изгиба технологического канала, при большой толщине заготовки, высоких скоростях и повышенном содержании углерода в металле.

Существенно меньшая степень развития точечной неоднородности в слябах, отлитых на МНЛЗ № 6, объясняется наличием вертикального участка протяженностью около 2,7 м. Значительная часть неметаллических включений успевает всплыть на этом участке машины и поглотиться покровным шлаком, находящимся на зеркале металла в кристаллизаторе.

Таким образом, в результате проведенных исследований установлено, что более качественный металл можно получать при разливке низкоуглеродистой стали на МНЛЗ криволинейного типа с вертикальным участком, имеющей оборудование для производства мягкого обжатия непрерывнолитых слябов толщиной 250 мм.

Библиографический список

1. Столяров А.М., Селиванов В.Н. Непрерывная разливка стали. Часть первая. Конструкция и оборудование МНЛЗ: Учебное пособие – Магнитогорск: ГОУ ВПО «МГТУ», 2007. – 154с.

2. Столяров А.М., Селиванов В.Н. Технология непрерывной разливки стали: Учебное пособие – Магнитогорск: ГОУ ВПО «МГТУ», 2009. – 78 с.

3. Усовершенствование режима вторичного охлаждения непрерывнолитых слябов / В.Н. Селиванов, А.М. Столяров, Б.А. Буданов и др. // Труды пятого конгресса сталеплавильщиков: АО «Черметинформация». Ассоциация сталеплавильщиков. М., 1998. – С. 411–412.

4. Определение оптимальных режимов вторичного охлаждения непрерывнолитых слябов /

Р.С. Тахаутдинов, Ю.А. Бодяев, В.Н. Селиванов и др. // Труды седьмого конгресса сталеплавильщиков: АО «Черметинформация». Ассоциация сталеплавильщиков. М.: 2003. – С. 564–566.

5. Исследование химического состава переходного участка непрерывнолитых слябов при разливке стали разных марок методом «плавка на плавку» / Р.С. Тахаутдинов, В.Н. Селиванов, А.М. Столяров, Д.В. Юречко // Труды седьмого конгресса сталеплавильщиков: АО «Черметинформация». Ассоциация сталеплавильщиков. М.: 2003. – С. 558–560.

6. Мошкунов В.В., Столяров А.М., Казаков А.С. Определение длины лунки жидкого металла в непрерывнолитых слябах из трубной стали с использованием эффекта «искусственного раздутия» заготовки // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2012. №1 (37). С. 24–26.

7. Мошкунов В.В., Столяров А.М., Казаков А.С. Снижение осевой химической неоднородности трубной стали в результате мягкого обжатия непрерывнолитого сляба // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2012. №2 (38). С. 24–25.

8. Мошкунов В.В., Столяров А.М. Влияние мягкого обжатия на макроструктуру слябовой непрерывнолитой заготовки из трубной стали // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2012. №4 (40). С. 45–47.

9. Математическое моделирование процесса мягкого обжатия слябов при непрерывной разливке трубной стали / В.В. Мошкунов, А.М. Столяров, Казаков А.С., Л.В. Буланов, Ю.А. Юровский, Д.Д. Черемисин // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2013. №2 (42). С. 69–72.

10. Мошкунов В.В., Столяров А.М. Определение первого порога проницаемости двухфазной зоны в непрерывнолитых слябах из трубной стали // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2013. №3 (43). С. 38–40.

УДК 621.785:621.771.25.004.12

СОВРЕМЕННЫЕ ТРЕБОВАНИЯ К КАЧЕСТВЕННЫМ ПОКАЗАТЕЛЯМ КАТАНКИ РАЗЛИЧНОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Парусов Э.В., Чуйко И.Н., Сагура Л.В., Сивак А.И.

Институт черной металлургии им. З. И. Некрасова НАН Украины, г. Днепропетровск, Украина, ferrosplav@ukr.net

***Аннотация**: Проведен анализ современных требований к качеству катанки ответственного назначения широкого марочного состава (сталь низкоуглеродистая для глубокого прямого волочения, для изготовления сварочной проволоки и электродов, для холодной объемной штамповки, канатно-пружинные, для изготовления металлокорда и рукавов высокого давления и т.д.). В работе рассмотрены базовые режимы термомеханической обработки проката на линии двустадийного охлаждения Стелмор, рекомендуемые заводами-изготовителями технологического оборудования.*

***Ключевые слова**: Катанка качественного сортамента; показатели качества; режимы охлаждения.*

MODERN REQUIREMENTS TO QUALITY INDICATORS OF WIRE ROD DIFFERENT PURPOSES

Parusov E.V., Chuyko I.N., Sahura L.V., Sivak A.I.

Nekrasov Institute of Ferrous Metallurgy of NAS of Ukraine Dnipropetrovsk, Ukraine, ferrosplav@ukr.net

***Abstract**: The analysis of modern requirements to the quality of wire rods for specific applications (steels for deep direct drawing, welding rod, cold steels die forging, wire-ropes and springs, wire cords and high-pressure hose fittings, low and high-carbon steels of general purpose steel etc.). The work also represents the basic technological modes for the two-stage cooling process for various purpose wire rods on Stelmor production lines.*

***Key words:** Wire rods of quality grades; quality indices; cooling modes.*

Для производства высокоэффективных видов проволочной продукции из сталей широкого марочного сортамента необходимо высококачественное исходное сырье – катанка, способная подвергаться глубокой степени переработки (повышенной деформируемости), характеризующаяся минимальным расходом энергетических и материальных ресурсов, что, в принципе, возможно обеспечить при современном уровне развития металлургического и метизного производств.

Качество катанки, в большинстве случаев, определяется комплексом характеристик, к которым относятся: химический состав стали, степень чистоты металла по неметаллическим включениям (НВ), макро- и микроструктура, качество поверхности проката (дефекты и глубина из залегания, обезуглероженный слой, окалина) и т.д.

За последние десятилетия в металлургическом производстве произошли значительные изменения в оборудовании и технологических подходах к изготовлению катанки широкого марочного состава и назначения [1 – 4].

Требования конечных потребителей к качественным показателям катанки ответственного назначения, к которой, в частности, относится высокоуглеродистая катанка для производства арматурных канатов, можно охарактеризовать как весьма жесткие [5, 6], а их обеспечение обусловливает, в конечном итоге, тщательную разработку новых технологических подходов либо же модернизацию действующего оборудования для получения требуемого комплекса свойств металлопроката.

Разработка и внедрение подобных технологических мероприятий позволяет использовать современные нагревательные печи, прокатные клетьевые системы, современные охлаждающие устройства, которые обеспечивают при высоких скоростях прокатки ~ 100 м/с получение геометрических размеров катанки с минимальными геометрическими отклонениями (допуск на диаметр ± 0,15 мм; овальности ≤ 0,15 мм); высокого комплекса механических свойств с повышенными показателями пластичности, обеспечивающими прямое волочение катанки на готовый профилеразмер, с исключением применения как предварительных, так и промежуточных термических обработок (отжиг, патентирование) на метизном переделе. Высокое качество катанки и ее повышенную деформируемость при волочении, обеспечивают химический состав стали и соответствующие режимы термомеханической обработки (ТМО) металлопроката в потоке проволочных станов. Требования к химическому составу, в целом, заключаются в нормировании базовых элементов стали (углерод, марганец, кремний), вредных примесей и газов (фосфор, сера, азот, кислород, водород и др.), а также примесных элементов (хром, никель, медь), попадающих в металл, в основном, из основной шихты – металлолома.

Высокие требования предъявляются также к разбросу химических элементов в пределах плавки и механических свойств катанки в пределах плавки, бунта и витка.

Микроструктура катанки совместно с другими показателями ее качества определяет, в конечном итоге, способность такой катанки к волочению, а также комплекс потребительских свойств готовой проволоки и проволочных изделий [7].

На деформируемость катанки-проволоки оказывает влияние соотношение структурных составляющих, размер действительного зерна (для катанки этот размер оптимален в диапазоне № 7–9 по ГОСТ 5639-82) и уровень ликвации в металле.

Требование к отсутствию закалочных структур в высокоуглеродистой катанке (мартенсита и бейнита) и структурно-свободного цементита может быть обеспечено при исключении макро- и микроликвации в исходной заготовке. Видимо, понимая всю сложность выполнения этого условия (даже с применением мягкого обжатия и электромагнитного перемешивания металла в разных местах по длине машины непрерывного литья заготовок) компания Bekaert в своей спецификации на катанку для металлокорда допускает наличие центрального мартенсита протяженностью до 20 мкм.

Необходимо также отметить, что обеспечение снижения действия структурно-деформационных упрочняющих эффектов в легированной катанке является серьезной проблемой. Пластификация металла в этом случае достигается, в основном, за счет: уменьшения общей степени легирования твердого раствора; снижения микродеформации кристаллической решетки феррита и плотности дислокаций; снижения в максимальной степени микроликвационных явлений в непрерывнолитых заготовках и прокате; уменьшения количества структурных концентраторов напряжений (бейнитно-мартенситных участков).

Повышение технологической пластичности низкоуглеродистой катанки возможно путем осуществления разупрочняющей ТМО, микролегированием стали бором, увеличением соотношения феррита к перлиту [8].

На рисунке 1 показано изменение предела прочности катанки диаметром 5,5 мм из стали марки SAE1005 без добавки бора и с добавкой бора от температуры виткообразования и последующей выдержки под теплоизолирующими крышками в течение 300 и 1200 с.

Уровень загрязненности металла НВ, за исключением высокоуглеродистой катанки ответст-

венного назначения (проволоки для металлокорда и армирования рукавов высокого давления), нормируется в пределах, обеспечение которых возможно с небольшими дополнительными затратами.

Требования к НВ в высокоуглеродистой катанки ответственного назначения, в основном, нормируются или эталонными шкалами или шкалами и размерами НВ различного состава (деформирующиеся, недеформирующиеся, силикаты, сульфиды, алюминаты, оксиды и т.п.). Известно также нормирование НВ, предусматривающее предварительное построение диаграмм распределения окислов (метод Pirelli). Этим методом предусмотрено жесткое нормирование оксидов типа Al_2O_3, плотности и размеров НВ в различных зонах диаграммы состояния MgO CaO MnO – SiO_2 – Al_2O_3. В ряде случаев используется система штрафных баллов и вычисление обобщающего индекса (методика Michelin).

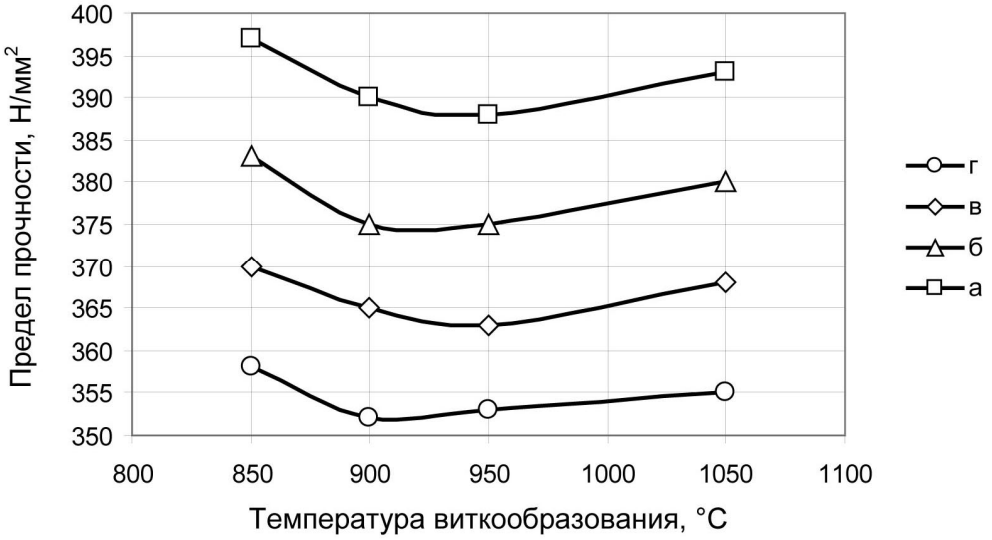


Рисунок 1 – Изменение предела прочности катанки диаметром 5,5 мм из стали марки SAE1005 без добавки бора (а, в) и с добавкой бора (б, г) от температуры виткообразования и последующей выдержки под теплоизолирующими крышками в течение 300 (а, б) и 1200 с (в, г)

Весьма жесткие требования предъявляют потребители и к качеству поверхности катанки (допускаются дефекты глубиной до 0,10 мм для диаметра 5,5 мм) и глубине обезуглероживания (не более 1 % от диаметра на сторону или ~ 0,06 мм). Дополнительное требование некоторых потребителей – равномерность распределения обезуглероженного слоя по периметру катанки.

Анализ технической литературы [2, 9] дает представление о современных подходах к технологическим режимам двустадийного охлаждения катанки качественного сортамента на линиях Стелмор, которые закладывают в основу работу компании-изготовители указанного технологического оборудования (таблица 1).

Таблица 1 – Технологические режимы двустадийного охлаждения катанки широкого марочного состава и назначения на линиях Стелмор, рекомендуемые компаниями-изготовителями оборудования

Группа марок стали	Температура металла, °С			Режим воздушного охлаждения на роликовом транспортере (L = 100 – 120 м)
	перед проволочным блоком	после проволочного блока	на виткоукладчике	
Высокоуглеродистая общего назначения	1000 – 1040	≤ 1080	860 – 890	Расстояние между витками, равное 10 диаметрам катанки; $V_{тр}$ = 1,3 – 2,3 м/с; быстрое охлаждение вентиляторами $V_{охл}$ до 30 °С/с

Продолжение таблицы 1

Группа марок стали	Температура металла, °С				Режим воздушного охлаждения на роликовом транспортере (L = 100 – 120 м)
	перед проволочным блоком	после проволочного блока	на виткоукладчике		
Высокоуглеродистая для металлокорда		< 1000	< 1080	880 – 900	Расстояние между витками, равное 10 диаметрам катанки; $V_{тр}$ = 1,3 – 2,3 м/с; быстрое охлаждение вентиляторами $V_{охл}$ до 30 °С/с
Кремнийсодержащая пружинная		< 1020	< 1080	810 – 830	τ = 750 – 800 с; $V_{тр}$ = 0,07 – 0,20 м/с; $V_{охл}$ = 0,3 – 0,5 °С/с
Легированная пружинная		< 1020	< 1080	< 800	τ = 450 – 600 с; $V_{тр}$ = 0,18 – 0,26 м/с; $V_{охл}$ = 0,5 – 0,8 °С/с
Низкоуглеродистая для глубокого волочения		1000 – 1020	1050 – 1080	900 – 920	τ = 450 – 600 с; $V_{тр}$ = 0,18 – 0,26 м/с; $V_{охл}$ = 0,5 – 0,8 °С/с
Среднеуглеродистая для волочения		< 1000	1050 – 1080	860 – 880	τ = 450 – 600 с; $V_{тр}$ = 0,18 – 0,26 м/с
Низколегированная для холодной высадки		< 1000	< 1080	800 – 820 или 900 – 920	τ = 750 – 800 с; $V_{тр}$ = 0,07 – 0,20 м/с; $V_{охл}$ = 0,3 – 0,5 °С/с
Борсодержащая для холодной высадки		< 1000	< 1080	780 – 800 или 880 – 900	τ = 750 – 800 с; $V_{тр}$ = 0,07 – 0,20 м/с; $V_{охл}$ = 0,3 – 0,5 °С/с
Среднелегированная для холодной высадки		< 1020	< 1080	810 – 830	τ = 750 – 800 с; $V_{тр}$ = 0,07 – 0,20 м/с; $V_{охл}$ = 0,3 – 0,5 °С/с
Сварочного назначения (типа SG-1, SG-2, SG-3)		< 1020	< 1080	800 – 820	τ = 900 – 1200 с; $V_{тр}$ = 0,06 – 0,20 м/с; $V_{охл}$ до 0,2 °С/с
Примечания: τ – время нахождения катанки под теплоизолирующими крышками, с. $V_{тр}$ – скорость движения роликового транспортера линии Стелмор, м/с. $V_{охл}$ – средняя скорость охлаждения металла на участке воздушного охлаждения, °С/с. Компании-производители металлургического оборудования предлагают температуру виткообразования держать на уровне 850 °С при химическом удалении окалины и 900 °С при механическом удалении поверхностной окалины.					

Немаловажным аспектом также является и стремление потребителей к обеспечению получения катанки с низким количеством окалины на поверхности (до 4 – 6 кг/т), которая должна легко удаляться как механическим, так и химическим способами.

Как показано в работах [8 – 10], правильно разработанный химический состав стали, обоснованный подход к микролегированию и повышение температуры раскладки катанки на витки (~ до 1000 °С) с последующим регулируемым охлаждением позволяют получить, в конечном итоге, высококачественную металлопродукцию, способную подвергаться глубокой степени переработки (суммарная степень деформации ≥ 90 %).

Охлаждение катанки после раскладки ее на витки должно обязательно базироваться на предварительном детальном изучении кинетики превращений метастабильного аустенита соответствующей марки стали с целью получения наиболее оптимальной микроструктуры, позволяющей, в большинстве случаев, осуществлять переработку исходного сырья в готовую продукцию без применения

умягчающей термической обработки (отжиг, патентирование).

Зачастую, особенно для высокоуглеродистых марок стали, предъявляются необоснованные требования к количеству окалины на поверхности катанки. Очевидно, что с повышением температуры металла на виткоукладчике (до 900 °С и более) количество окалины на поверхности катанки резко возрастает (рисунок 2) и описывается следующим выражением:

$$К_{общ} = 3{,}01Т^2 \cdot 10^{-4} – 4707Т \cdot 10^{-4} + 230{,}08.$$

$$К_{ост} = 1{,}1Т \cdot 10^{-3} – 0{,}8014,$$

где $К_{общ}$ – общее количество окислов на поверхности, кг/т;

$К_{ост}$ – остаточное количество окислов на поверхности, кг/т;

Т – температура металла на виткоукладчике, °С.

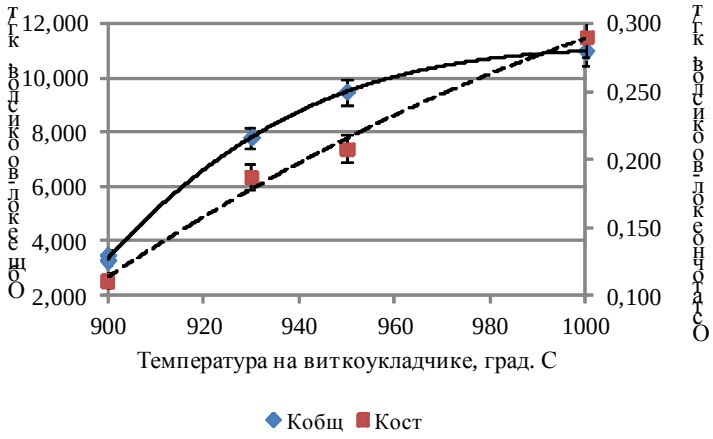


Рисунок 2 – Изменение общего и остаточного количества окислов на поверхности катанки в зависимости от температуры на виткоукладчике

С увеличением общего количества окислов на поверхности катанки заметно снижается глубина обезуглероженного слоя (рисунок 3), что положительно влияет на равномерность распределения структурных составляющих в сечении металлопроката и на повышение его деформируемости на метизном переделе. В свою очередь, межпластиночное расстояние – главный критерий, характеризующий качественные показатели сталей перлитного класса, также зависит от температуры виткообразования (рисунок 4).

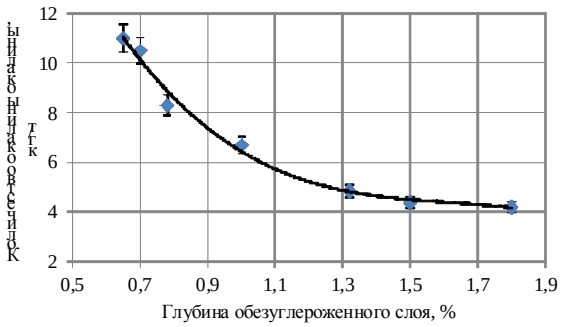


Рисунок 3 – Изменение общего количества окалины на поверхности высокоуглеродистой катанки в зависимости от глубины обезуглероженного слоя

Следовательно, обеспечить минимальное количество окалины на поверхности катанки (4 – 6 кг/т) возможно в низкотемпературной области, применив значительную степень переохлаждения после раскладки катанки на витки (< 800 °С). Однако такой технологический прием приводит к образованию закалочных, а затем и отпущенных структур, которые не позволяют подвергать металл большим степеням деформации в условиях метизных предприятий.

Таким образом, при производстве катанки качественного сортамента необходимо комплексно учитывать все качественные характеристики и параметры режимов ТМО, оказывающие решающее значение на конечный комплекс свойств готового металлопроката и способность его подвергаться

глубокой степени переработки.

Для каждой конкретной марки стали (низко-, средне- и высокоуглеродистой) необходим поиск приоритетного направления, степени значимости одного из главных показателя по отношению к другим. Так, например, получение сорбитной структуры с прокатного нагрева высокоуглеродистых сталей является более приоритетной задачей, чем уменьшение количества вторичной окалины либо же глубины обезуглероженного слоя на поверхности катанки. Однако при наличии глубоко залегающих поверхностных дефектов указанная микроструктура перлита не будет способствовать повышению деформируемости и технологичности металла при волочении, и, соответственно, экономии материальных и энергетических ресурсов.

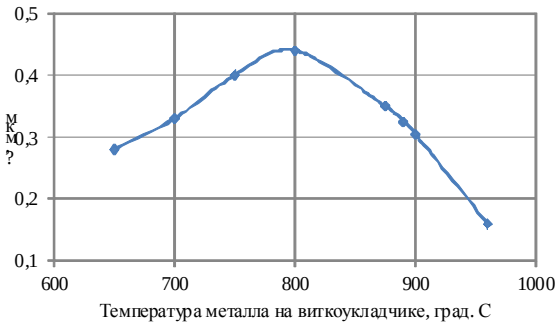


Рисунок 4 – Зависимость межпластиночного расстояния (Δ) в зависимости от температуры раскладки катанки на витки

Выводы.

Проведен анализ современных требований к качеству катанки широкого марочного состава и назначения (стали для глубокого прямого волочения, для изготовления сварочной проволоки и электродов, для холодной объемной штамповки, канатно-пружинные, для изготовления металлокорда и рукавов высокого давления, низко- и высокоуглеродистые общего назначения и т.д.).

Представлены базовые технологические режимы двустадийного охлаждения катанки качественного сортамента на линиях Стелмор, рекомендуемые производителями технологического оборудования.

На примере высокоуглеродистой катанки показано, что качественные характеристики металлопроката не формируются при выборочном воздействии на один из показателей, а определяются комплексным критерием.

Библиографический список

1. Тищенко В. А. Современное состояние и тенденция развития производства катанки / В. А. Тищенко // Сталь. – 2002. – № 10. – С. 46–50.

2. Парусов В. В. Теоретические и технологические основы производства высокоэффективных видов катанки : [моногр.] / В. В. Парусов, А. Б. Сычков, Э. В. Парусов. – Днепропетровск : АРТ-ПРЕСС, 2012. – 376 с.

3. Производство легированной стали и катанки сварочного назначения: Монография / [Бабичев А. К., Белитченко А. К., Буряк А. И. и др.] – Бендеры: Полиграфист, 2008. – 120 с.

4. Парусов В. В. Прокат из борсодержащих сталей для высокопрочных крепежных изделий / В. В. Парусов, О. В. Парусов, А. Б. Сычков. – Днепропетровск: Арт-пресс, 2010. – 160 с.

5. Влияние качественных характеристик высокоуглеродистой катанки на свойства канатной проволоки / Э. В. Парусов, В. В. Парусов, О. В. Парусов, Л. В. Сагура, А. И. Сивак, А. Б. Сычков // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2010. – №1. – С. 17–19.

6. Парусов Э. В. Требования, предъявляемые к катанке для производства высокопрочной канатной арматуры / Э. В. Парусов // Теория и практика металлургии. – 2014. – № 1-2. – С. 67–70.

7. Влияние кристаллографии и дисперсности пластинчатого перлита в катанке на структуру и свойства проволоки / Э. В. Парусов, В. В. Парусов, Г. Д. Сухомлин, Л. В. Сагура, И. Н. Чуйко // Строительство, материаловедение, машиностроение : Сб. научн. тр. – Днепропетровск: ПГАСА, 2015. – Вып. 80. – С. 241–247.

8. Разупрочняющая термомеханическая обработка проката из углеродистой стали / В. В. Парусов, А. Б. Сычков, В. А. Луценко, Э. В. Парусов // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2003. – № 6. – С. 54–56.

9. Научные и технологические аспекты производства высококачественной катанки / В. В. Парусов, О. В. Парусов, И. Н. Чуйко, А. Б. Сычков // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2010. – № 2. – С. 139–145.

10. Разработка режима термомеханической обработки катанки из стали 85, микролегированной бором, на основе закономерностей превращений аустенита при непрерывном охлаждении / Э. В. Парусов, В. В. Парусов, Л. В. Сагура, А. И. Сивак, А. П. Клименко // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2015. – № 3. – С. 54–58.

УДК 621.771.25:669.017:669.15

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ БУНТОВОГО ПРОКАТА

Сычков А.Б., Шекшеев М.А., Малашкин С.О., Камалова Г.Я.

Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, г. Магнитогорск, Россия, absychkov@mail.ru

Аннотация: *Высокая деформируемость катанки сварочного назначения достигается ограничением содержания в стали упрочняющих элементов, применением эффективного соотношения бора к азоту, оптимизацией режимов двустадийного охлаждения, обеспечивающих крупное ферритное зерно с минимизацией бейнита и мартенсита. Для высокоуглеродистой катанки ее качество обеспечивается микролегированием стали бором, ванадием и/или хромом, перлит первого балла - применением вентиляторного охлаждения.*

Ключевые слова: *сталь, модифицирование, микролегирование, бунтовой прокат, ка-танка, проволока, структура, свойства.*

FEATURES OF THE FORMATION STRUCTURE AND PROPERTIES ROLLED INTO COILS

Sychkov A.B., Shecsheev M.A., Malashkin S.O., Kamalova G.Ya.

Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia, absychkov@mail.ru

Abstract: *High deformability of the welding wire rod is in limitation of the content in the steel of strength-elements, application of effective ratio of boron to nitrogen, optimization modes two-stage cooling, been ensured large ferrite grain, minimizing bainite and martensite. For high-carbon wire rod ensures its quality microalloying steel of boron, vanadium, and/or chromium, perlite first degree - the use of fan cooling.*

Key words*: steel, modifying, microalloying, rolled coils, wire rod, wire, structure, proper-ties.*

Для производства высококачественной проволоки и проволочных изделий из низко- и высокоуглеродистых нелегированных и легированных сталей для армирования железобетонных шпал, натяжных конструкций, сварочных электродов и омедненной проволоки для сварки строительных конструкций, корпусов судов, труб большого диаметра и магистральных газо- и нефтепроводов, при изготовлении которых не требуется проведения смягчающего отжига или патентирования катанки или проволоки, необходимо получение исход-ной заготовки – проката в бунтах с эффективными, а порой и уникальными, структурой и свойствами.

Ниже приводятся результаты исследований на примере катанки из высо-коуглеродистой и низкоуглеродистой легированной сталей, позволившие раз-работать научно обоснованные технологические решения по повышению качественных характеристик бунтового проката вышеуказанного сортамента, который характеризуется высокой технологичностью переработки на метизном переделе [1 – 5].

Сварочная катанка из легированных сталей

Существует два технологических процесса производства проволоки сварочного назначения с использованием катанки, изготовленной из стали марок типа Св-08Г2С, Св-08ГНМ, Св-08Г1НМА, Св-08ХГ2СМФ и т.п. [2 – 4, 6].

Освоение производства сварочной катанки из легированных сталей было начато нами со стали типа Св-08Г2С [4]. Естественно, что для современной схемы производства сварочной проволоки требуется катанка, обладающая чрезвычайно высокой пластичностью – способностью к холодной деформации со значительной суммарной степенью (ε_{Σ} до 98,8 %). Такую катанку получили путем минимизации упрочняющих химических элементов в стали на уровне нижнего ограничения этих элементов по нормативному марочному составу – целевое содержание угле-рода – 0,05 – 0,07 %, марганца – 1,75 – 1,80 %, кремния – 0,75 – 0,80 %. Кроме того, было внедрено микролегирование стали бором с целью получения нитрида бора в соотношении этих элементов на уровне B/N = 0,80+/-0,15 для обеспечения связывания азота и бора. В этом случае азот выводится из твердого раствора внедрения железа и снижает степень искажение кристаллической решетки, с другой стороны связывание азота в борид предотвращает процесс старения стали. В связанном состоянии бор не влияет на закаливаемость стали и тем самым пластифицирует сталь. Значительные отклонения от заданного диапазона значений в меньшую или большую сторону обусловливают повышение прочности и снижение пластичности катанки. Дополнительно к вышеуказанному, термическая обработка такой катанки в потоке линии Stel-mor в режиме длительной квазиизотермической (еще лучше – полностью изотермической выдержки), как доказывается термокинетической диаграммой (ТКД) аналогичной ТКД, представленной на рисунке 1 для стали Св-08ГНМ, способствует снижению количества упрочняющих бейнитно-мартенситных участков (БМУ) до минимума или даже обеспечению отсутствия таких участков. Для стали Св-08Г2С наилучший режим такой термической обработки заключается в следующем: температура виткообразования – аустенитизации 950 – 980 ^{o}C, вентиляторы отключены, скорость охлаждения витков катанки под теплоизолирующими крышками – 0,30 ^{o}C/с, что обеспечивается скоростью транспортирования витков на уровне 0,09 – 0,12 м/с и нахождением витков под теплоизолирующими крышками в течение 1200 – 1300 с. Вследствие внедрения вышеуказанных мероприятий по сравнению с металлом, произведенным по старой технологии, получены следующие положительные показатели: углеродный эквивалент стали, рассчитанный по формуле $C_{э}$ = C + Mn/5 + Si/7 + (Cr + Ni + Cu)/12, – по новой технологии – не более 0,55 % против более 0,60 %; количество БМУ – не более 5 % (при полной изотерме по лабораторному моделированию – отсутствие БМУ) против 40 %; временное сопротивление разрыву – не более 500 МПа против 630 – 750 МПа; относительное сужение – не менее 75 % против 35 – 45 %; минимальный диаметр проволоки, полученной при безотжиговом волочении, при деформировании исходной катанки диаметром 5,5 мм – 0,8 мм против 4 – 2,2 мм; максимальная степень относительной деформации при безотжиговом волочении – 97,8 % против 85 – 47 %.

При исследовании металла на просвечивающем электронном микроскопе и рентгеноструктурным анализом показано, что у катанки, произведенной по новой технологии, наблюдается меньшая микродеформация кристаллической решетки и плотность дислокаций; доказано, что ориентационные соотношения на металле, произведенном по новой технологии, близко к эталонному соотношению Питша, соответствующего диффузионному распаду аустенита в ферритно-перлитную структуру.

Учитывая опыт освоения и внедрения новейших технологий производства катанки из стали типа Св-08Г2С и достигнутые при этом положительные результаты по безотжиговому волочению её в готовую омедненную проволоку диаметром до 0,8 (0,6) мм, были разработаны и внедрены технологические режимы производства катанки из стали марок Св-08ГНМ, Св-08Г1НМА, Св-08ХГ2СМФ и др., способной к волочению до необходимых конечных диаметров без начальной или промежуточной термической обработки [4, 7].

На рисунках 1 и 2 представлены ТКД непрерывного охлаждения стали марки Св-08ГНМ и структуры этой стали при различных режимах охлаждения.

В работе [4] приведены сравнительные данные, полученные нами для стали Св-08ГНМ аналогичные данным для стали Св-08Г2С до и после внедрения мероприятий по ограничению содержания в металле упрочняющих химических элементов, оптимизации отношения бора к азоту (на том же уровне, что и для стали Св-08Г2С), режимам квазиизотермической выдержки витков катанки под теплоизолирующими крышками (аналогичными режимам для стали Св-08ГНМ): временное сопротивление разрыву – 480 – 490 МПа против 572 – 719 МПа; относительное сужение – не менее 70 % против 50 – 65 %; количество БМУ – не уровне 15 % вместо не менее 40 %; электронно-микроскопическим исследованием и рентгеноструктурным анализом подтверждены снижение микродеформации кристаллической решетки и плотности дислокаций после внедрения новых технологии и химического состава стали.

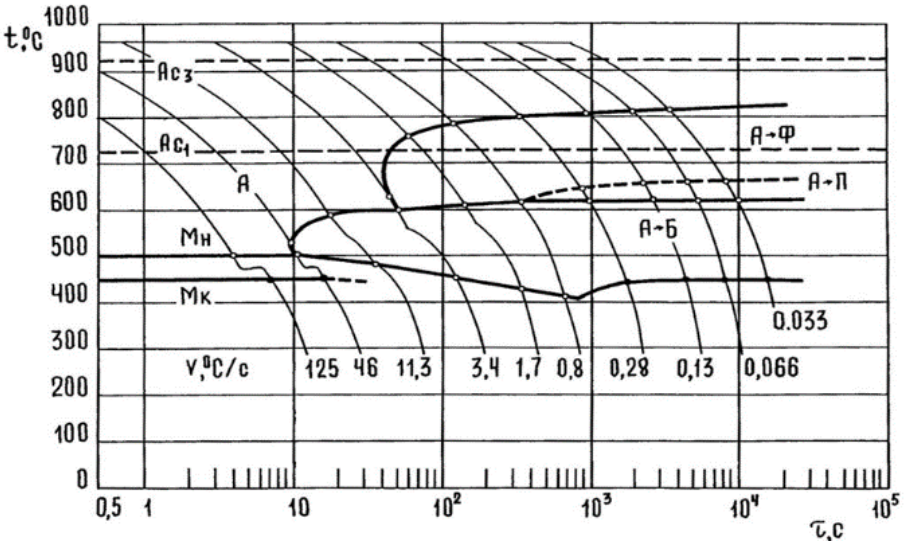
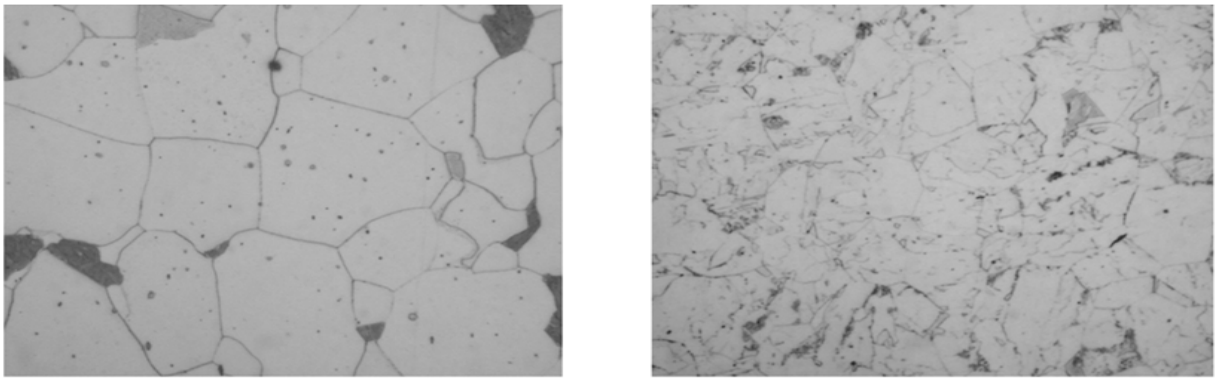


Рисунок 1 – Термокинетическая диаграмма превращения аустенита при непрерывном охлаж-дении стали Св-08ГНМ (построена Евсюковым М.Ф. – ИЧМ НАНУ, г. Днепропетровск)



а б

а – $t_{в/у}$ = 1000 ˚С – размеры зерен феррита № 9 – 8 (ГОСТ 5639-82), $V_{тр}$ = 0,09 – 0,12 м/с, время квазиизотермической выдержки под т/изол. крышками (120 м) – 1200 с, $V_{охл}$ = 0,3°С/с;
б – $t_{в/у}$ = 850 ˚С – размеры зерен феррита № 10 – 11 (ГОСТ 5639-82), $V_{тр}$ = 0,09 – 0,12 м/с, время квазиизотермической выдержки под т/изол. крышками (120 м) – 1200 с, $V_{охл}$ = 0,3°С/с

Рисунок 2 – Микроструктура стали Св-08ГНМ

Результаты лабораторных исследований на катанке из стали марок Св-08ХГ2СМФ, Св-08Г1НМА, Св-08ГНМ и др. показывают, что самые высокие показатели пластических характеристик соответствуют изотермической выдержке в интервале температур 600 – 700 °С, для Св-08Г2С – 550 – 600 °С, в течение 20 – 30 мин, причем выдержка в течение 30 мин влияет в большей степени. Такие температурно-временные параметры обработки в максимальной мере способствуют превращению аустенита в феррит и перлит. Количество БМУ не превышает 8 %.

На основании этого, можно предложить концепцию модернизации линий двустадийного охлаждения Stelmor, заключающуюся в обеспечении полной изотермической выдержки витков катанки под теплоизолирующими крышка-ми за счет установки электронагревателей и циркуляционных вентиляторов при тщательной герметизации от подсосов воздуха в пространство изотермического тунеля.

Высокоуглеродистая катанка для производства высокопрочных натяжных проволок, арматурных канатов, железнодорожных шпал [1, 2, 5, 8 – 10]

Для производства высокопрочной проволоки для армирования железобетонных конструкций (плит перекрытий, конструкций автомагистралей, виадуков), обрезиненных устройств-ковриков для плавного пересечения автомобилями железнодорожных переездов, натяжных прядей для вантовых мостов, железнодорожных шпал требуется высококачественная катанка (прокат в бунтах) различных диаметров, преимущественно 8 – 16 мм. Такой прокат должен быть изготовлен из высокоуглероди-

стой стали со структурой сорбитизированного перлита, обладающего сочетанием высокой прочности и пластичности. Такая катанка и проволока из нее не требует термической обработки – патентирования, что существенно снижает затраты на метизном переделе.

Основной сложностью в производстве данного вида продукции является обеспечение заданной высокой прочности исходной катанки – не менее 1150, 1200 и 1250 Н/мм^2, что обусловлено высокой прочностью арматурных канатов – не менее 1770, 1860, 2000 Н/мм^2 и более. Так как, в основном, для производства данной продукции используется катанка крупных диаметров – 8,0 мм и выше, то проблема обеспечения заданного структурного состояния и временного сопротивления разрыву в исходной катанке достигается легированием стали ванадием и/или хромом и интенсивным охлаждением на линии Stelmor.

Максимальная скорость воздушного охлаждения на существующих линиях Stelmor крупных диаметров катанки составляет не более 10 – 12 °С/с вместо необходимых 20 – 25 °С/с. Вследствие этого достижение требуемой структуры и, соответственно, уровня прочности катанки может быть получено только при дополнительном легировании стали.

Для ванадия и хрома характерна ликвация в микрообъемах металла, возникающая при кристаллизации – дендритная ликвация. В процессе прокатки дендритная ликвация полностью не устраняется, вследствие чего в микро-структуре катанки образуется структурная полосчатость, карбидная неоднородность, мартенситные и цементитные участки. Наличие структурной неоднородности в стали приводит к появлению микронапряжений, в результате чего при проведении механических испытаний непосредственно после прокатки наблюдается преждевременный разрыв образцов катанки, вследствие чего не достигается номинальное значение временного сопротивления разрыву. Пластические характеристики такого металла также низкие. Как показали исследования, разрушения происходят именно в местах химической и структурной неоднородности стали. После вылеживания катанки в течение нескольких дней временное сопротивление разрыву, относительные удлинения и сужение возрастают за счет существенного снижения уровня микронапряжений и содержания водорода (обратимое водородное охрупчивание металла). Очевидно, что химическая и структурная неоднородность стали оказывает негативное влияние и на технологичность переработки катанки и проволоки на метизном пере-деле.

Другим проявлением ликвационных процессов в высокоуглеродистой катанке является образование цементитной сетки, степень развития которой повышается с увеличением содержания углерода в стали. Подавить выделение цементитной сетки возможно либо интенсивным воздушным охлаждением ка-танки, либо снижением содержания углерода в стали за счет дополнительного легирования такими элементами, как Mn, V и Cr.

Для исключения негативного влияния структурной неоднородности ста-ли, в том числе мартенситных участков, необходима установка эффективной системы ЭМП, увеличение поперечного сечения НЛЗ до 200х200 мм, интенсификация воздушного охлаждения катанки на линии Stelmor.

Для снижения негативного влияния структурной неоднородности катанки из высокоуглеродистой стали, содержащей добавки V и/или Cr, такую сталь микролегируют бором. При этом эффективное соотношение бора к азоту меньше стехиометрического отношения и равняется не более 0,4 (по абсолютному содержанию бора – не более 0,0025 %). При большем содержании бора наблюдается негативное повышение межпластинчатого расстояния между ферритными и цементитными пластинами в перлите, что значительно ухудшает деформируемость такой катанки и проволоки при волочении.

Как показали опытно-промышленные эксперименты, технологичность переработки высокоуглеродистой катанки в натяжную проволоку и натяжные пряди по разработанной технологии – удовлетворительная.

Металловедческая гарантия формирования пластинчатого перлита высо-кой дисперсности – сорбитообразного перлита заключается в регламентируемом охлаждении проката в бунтах диаметром 15,5 – 16,0 мм с рациональными температурой аустенитизации и скоростью до температурной области сорбитного превращения. Выбор режимов аустенитизации проката и последующего его охлаждения на линии Stelmor обоснован на термокинетической диаграмме (ТКД) для стали типа 80Р и закономерностях распада аустенита при непрерывном охлаждении, согласно которым межпластинчатое расстояние в перлите подчиняется параболической зависимости.

Максимальное межпластинчатое расстояние – грубодисперсный перлит формируется при температурах аустенитизации (температуры виткообразования на линии Stelmor) в диапазоне 830 – 880 °С. Оптимальная структура сорбитообразного перлита может быть получена при температурах как ниже, так и выше этого температурного диапазона. Однако, при температурах ниже 830 °С кроме постепенного увеличения дисперсности перлита формируется также вследствие высокой скорости

водяного охлаждения структура отпущенного сорбита, обусловливающего развитие поверхностных микротрещин и обрывность такого металла при волочении. При температурах выше 880°С степень дисперсности перлита резко увеличивается с повышением температуры, оптимальный диапазон температур составляет 950 – 1000 °С. Недостаток этого диапазона температур заключается в том, что при температуре близкой и выше 1000 °С вероятно образование на поверхности проката неудовлетворительной стеклообразной окалины с фаялитом (Fe_2SiO_4), которая фактически не удаляется с поверхности перед волочением ни химическим, ни механическим способом. Поэтому наиболее приемлемый диапазон температуры аустенитизации (виткообразования) составляет 950 – 980 °С. При этом на поверхности проката формируется повышенное количество воздушной окалины – в среднем до 8 кг/т, вместо 2 – 3 кг/т при низких температурах (880 °С) [1, 2, 5, 8 – 10].

Поэтому, основываясь на вышеуказанном, в конкретных производственных условиях предложено увеличить температуру виткообразования как минимум до 920 – 930 °С вместо общепринятой 840 – 880 °С для максимальной сорбитизации перлитной структуры; скорость роликового транспортера витков – 0,5 – 0,8 м/с (в дальнейшем можно поднять до 1,0 – 1,2 м/с) для получения однородности структуры и свойств витков проката за счет равномерного обдува металла вентиляторным воздухом: в работе все вентиляторы на максимальной мощности.

На нескольких плавках были опробованы предложенные режимы, металлографический анализ показал, что по сравнению с резко неоднородной структурой проката диаметром 15,5 – 16,0 мм, произведенной по схеме 1 обработки на линии стандартного Stelmor ($t_{в/у}$ = 840 – 880 °С, $V_{тр}$ = 0,15 м/с, в работе все вентиляторы) и улучшенной технологической схемой 2 ($t_{в/у}$ = 840 – 880 °С, $V_{тр}$ = 0,15 м/с, все вентиляторы отключены – фактически это режим прокатной нормализации), рекомендуемый опытный режим ($t_{в/у}$ = 900 – 940 °С, $V_{тр}$ = 0,5 – 0,8 м/с, в работе все вентиляторы с максимальной нагрузкой) характеризуется максимальной однородностью структуры, высокой дисперсностью перлита: межпластинчатое расстояние в перлите по режимам соответственно составило 0,28 мкм при прокатной нормализации, 0,23 мкм при скорости транспортера 0,5 м/с и повышенной температурой виткообразования и охлаждении вентиляторами, 0,15 мкм при скорости транспортера 0,8 м/с и повышенной температурой виткообразования и охлаждении вентиляторами. На рисунках 3 и 4 представлены ТКД и микроструктуры стали марки 80Р.

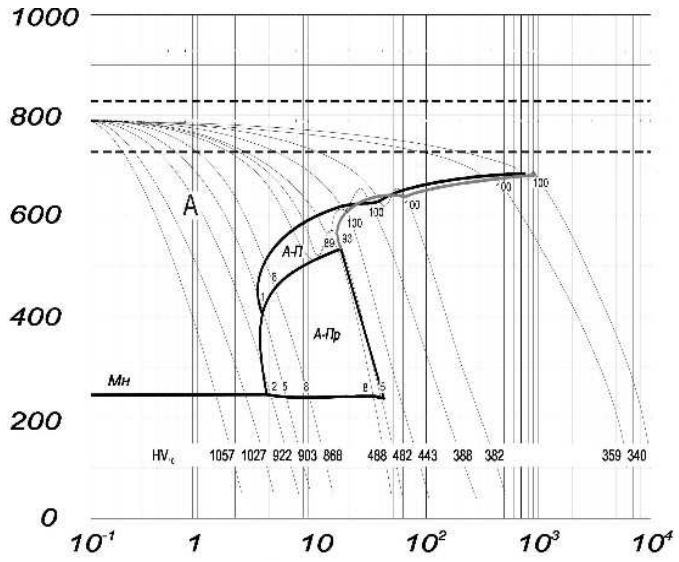


Рисунок 3 – Термокинетическая диаграмма превращения аустенита стали типа 80Р при непрерывном охлаждении (построена Евсюковым М.Ф. – ИЧМ НАНУ, г. Днепропетровск)

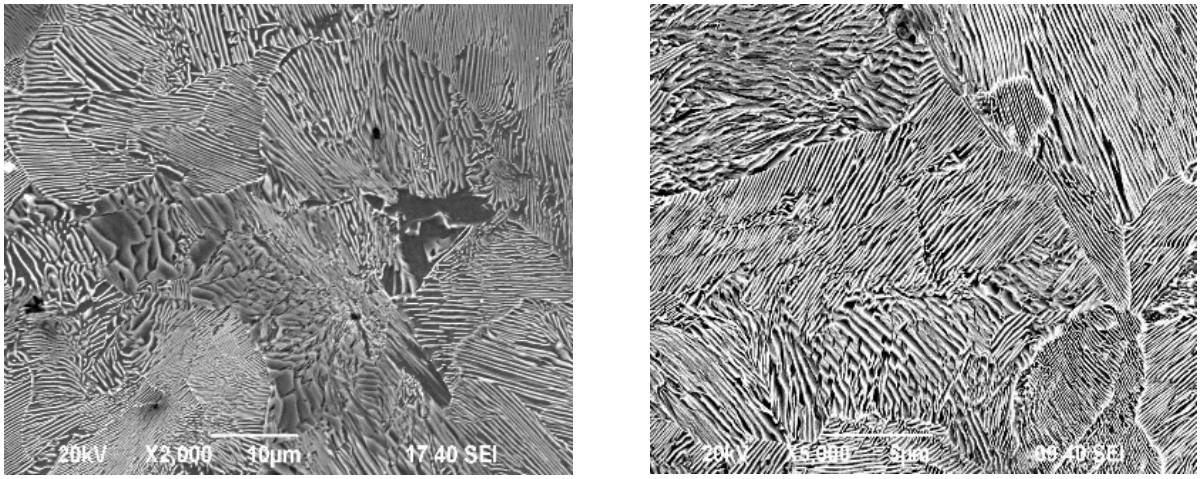
Наблюдается различие в дисперсности перлита – количестве перлита 1 и 2 баллов по ГОСТ 8233-56 на поверхности и сердцевине поперечного сечения проката. Эта разница составляет на опытном металле температура виткообразо-вания до 10 %, для контрольных партий – до 40 %.

И хотя свойства нормализованного и опытного проката очень близки, перспектива опытного режима очевидна и надо полагать, что с усовершенствованием режима воздушного охлаждения витков проката на роликовом транс-портере за счет модернизации системы вентиляторного охлаждения, станет возможным производить прокат с высокой степенью сорбитизации перлитной структуры, что позволит отказаться от термической обработки проката – патентирования на метизном переделе, то

есть исключить один передел с перспективой выхода на мировой рынок с сорбитизированным прокатом из высокоуглеродистых марок стали для переработки в высокопрочные арматурные канаты, проволоку, заготовку для шпал и т.п.

Высокую эффективность опытных режимов доказывает снижение обрывности на метизном переделе и на ЗЖБШ. Обрывность опытных партий проката составило 0,01 $т^{-1}$ по сравнению с 0,1 $т^{-1}$ на контрольных партиях.

Для повышения эффективности производства бунтового проката воз-можно применение после модернизации линии Stelmor технологии воздушного патентирования в изотермическом туннеле.



а б

а – микроструктура по действующему режиму охлаждения;
б – микроструктура по рекомендованному режиму охлаждения

Рисунок 4 – Микроструктура стали 80Р (исследование на РЭМ в условиях коллективного исследовательского центра «МГТУ им. Г.И. Носова»)

Таким образом, разработаны и внедрены научно обоснованные технические решения по производству высоко деформируемой катанки из сталей двух диаметрально противоположных назначений по технологии двустадийного охлаждения бунтового проката из высокоуглеродистой и низкоуглеродистой легированной стали для производства высокопрочной проволоки для армирования шпал, других железобетонных конструкций, виадуков и проволоки для автоматической и полуавтоматической сварки и др.

Библиографический список

1. Металлургические и металловедческие аспекты производства высокоуглеродистой катанки/А.Б. Сычков, М.А. Жигарев, А.Ю. Столяров, М.А. Шекшеев, С.Ю. Жукова, С.О. Малашкин. – Магнитогорск: ФГБОУ ВПО «МГТУ им. Г.И. Носова», 2014. 257 с.

2. Сычков А.Б. Технологические аспекты производства качественной катанки. – Магнитогорск: Вестник «МГТУ им. Г.И. Носова». – 2006. - № 4 (16). – С. 63-69.

3. Парусов В.В., Сычков А.Б., Парусов Э.В. Теоретические и технологические основы производства высокоэффективных видов катанки. – Днепропетровск: АРТ-ПРЕСС, 2012. – 376 с.

4. Структура и свойства катанки для изготовления электродов и сварочной проволоки/А.Б. Сычков, В.В. Парусов, А.М. Нестеренко и др. – Бендеры: Полиграфист, 2009. – 608 с.

5. Высокоуглеродистая катанка для изготовления высокопрочных арматурных кана-тов/А.Б. Сычков, М.А. Жигарев, А.М. Нестеренко, С.Ю. Жукова, А.В. Перегудов.- Бендеры: Полиграфист, 2010. – 280 с.

6. Влияние прокатки в двухфазной области на структуру и механические свойства катанки и проволоки из стали 08Г2С/В.А. Кулеша, В.Н. Дегтярев, Д.М. Хабибулин, В.Н. Урцев, Н.А. Клековкина, В.Д. Мирошниченко. – БТИ. Черная металлургия. 2000. № 6. С. 69-73.

7. Новое применение бора в металлургии / В.В. Парусов, А.Б. Сычков, И.В. Деревянченко и др. – Магнитогорск: Вестник «МГТУ им. Г.И. Носова». – 2005. – № 1(9). – С. 15–17.

8. Усовершенствование сквозной технологии производства бунтового проката из стали марки 80Р в условиях ОАО «ММК»/А.Г. Корчунов, В.А. Бигеев, А.Б. Сычков, Г.С. Зайцев, Ю.А. Ивин, А.Ю.

Дзюба. – Магнитогорск: Вестник «МГТУ им. Г.И. Носова». – 2013. № 2 (42). – С. 29-35.

9. Сычков А.Б. Неметаллические включения в высокоуглеродистой стали. – Магнитогорск: Вестник «МГТУ им. Г.И. Носова». – 2007. - № 4. – С. 40-49.

10. Особенности технологии производства высокоуглеродистой катанки / А.Б. Сычков, В.В. Парусов, Ю.А. Ивин, А.Ю. Дзюба, Г.С. Зайцев. – Магнитогорск: Вестник «МГТУ им. Г.И. Носова». – 2014. – № 1. – С. 38–42.

УДК 621.778

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА ПРОВОЛОКИ НА ОСНОВЕ РАЗРАБОТКИ МОДУЛЬНО-КОМБИНИРОВАННЫХ ПРОЦЕССОВ ВОЛОЧЕНИЯ

Харитонов В.А., Галлямов Д.Э.

Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, г. Магнитогорск, Россия, Gallyamov2010@gmail.com

***Аннотация**. В работе рассмотрены альтернативные способы изготовления проволоки. Показаны преимущества комбинированных способов волочения. Предложен комбинированный способ волочения, реализуемый в модулях «роликовая волока – монолитная волока» позволяющий повысить пластические свойства проволоки. Выполнен сравнительный анализ волочения стальной высокопрочной проволоки в монолитных волоках и комбинированным способом. Выполнено компьютерное исследование предложенного способа.*

***Ключевые слова**: волочение, монолитная волока, роликовая волока, совмещенный процесс, комбинированное волочение, компьютерное моделирование.*

IMPROVING THE TECHNOLOGY OF WIRE PRODUCTION THROUGH THE DEVELOPMENT OF MODULAR-COMBINED PROCESSES OF DRAWING

Kharitonov V.A., Gallyamov D.E.

Nosov Magnitogorsk State Technical University Magnitogorsk, Russia, Gallyamov2010@gmail.com

***Abstract**. The paper discusses alternative ways of manufacturing the wire. Advantages of combined methods of drawing. We propose a combined method of drawing, implemented in modules "roller die - wire die" which allows to increase the plastic properties of the wire. A comparative analysis of drawn high strength steel wires in the wire die and combined method. Achieved computational study of the proposed method.*

***Keywords:** drawing, wire die, roller die, combined method, combined drawing, computer simulation.*

Стальная проволока является наиболее массовым видом метизной продукции и находит широкое применение в машиностроении, строительстве и других отраслях народного хозяйства. Ее применение обусловлено разнообразным сортаментом и широким спектром физико-механических свойств, регламентированных различной нормативной документацией.

Современное сталепроволочное производство представляет собой комплекс взаимосвязанных технологических переделов, нередко построенных на принципе непрерывности технологических операций. Для него характерно применение современных технологий и оборудования, основанных на высоком уровне механизации и автоматизации и отличающихся высокой производительностью.

Однако основным способом производства проволоки по-прежнему остается волочение в монолитных волоках. Главным недостатком традиционного волочения является контактное трение на границе металла и волоки, которое существенно затрудняет волочение и способствует росту усилия волочения и энергозатрат, а также снижает стойкость волочильного инструмента, как в результате непосредственного износа контактной поверхности, так и вследствие дополнительного ее нагрева. Происходящий при этом разогрев проволоки в очаге деформации способствует развитию деформационного старения металла и снижению его пластических свойств. Из-за действия контактных сил тре-

ния в рабочем конусе волоки периферийные слои проволоки отстают от внутренних слоев, происходит их дополнительный сдвиг, который увеличивает общую величину пластической деформации и упрочняет поверхность проволоки.

Для сижения контактного трения применяют предварительную обработку поверхности: удаляют окалину химическим или механическим способом и наносят подсмазочный слой, дальнейшее волочение производят с применением специальных смазок. Снижение нагрева достигается за счет снижения единичных обжатий по маршруту волочения, но при этом увеличиваются дробность деформации и энергозатраты.

Потребность в высококачественной проволоке, которая с развитием технического прогресса постоянно растет, ставит задачу усовершен-ствования существующей технологии волочения, но несмотря на применение более совершенных волочильных смазок, конструкций и профилирование волочильного инструмента, способа охлаждения проволоки и волок значительного качественного прорыва в области традиционного волочения не происходит.

Решение проблемы заключается не только в совершенствовании традиционного способа волочения, но и в создании новых технологических процессов производства проволоки.

Таким новым способом производства проволоки могла бы быть холодная прокатка. Известно, что прокатка как процесс формоизменения осуществляется за счет сил трения, которые в отличие от традиционного волочения оказывают благоприятное воздействие на металл [1]. Однако на практике большее распространение получила не прокатка, а волочение через неприводные роликовые волоки. Способ представляет сочетание процессов прокатки и волочения, деформация происходит в калибрах, образованных вращающимися роликами, которые приводятся в движение за счет приложенного к переднему концу проволоки вытягивающегося усилия. По сравнению с прокаткой процесс роликового волочения более экономичен с точки зрения затрат на изготовление и обслуживание оборудования, позволяет получать проволоку с более высокой точностью геометрических параметров из-за меньшего уширения хотя и уступает по точности стандартному волочению. Недостатком, как холодной прокатки, так и волочения в роликовых волоках является необходимость высоких первоначальных затрат на организацию процесса, а также закупку валков и их калибровку.

В настоящее время одним из актуальных вопросов в металлургической промышленности является разработка новых и совершенствование имеющихся технологий, позволяющих вести обработку металла давлением с наименьшими затратами. Одним из ресурсосберегающих направлений развития волочения можно считать волочение на основе применения процессов с комбинированным нагружением. Осуществление пластической деформации путем комбинированного приложения внешней нагрузки имеет важное значение в воздействии на контактные напряжения. Путем принудительного изменения кинематики контактных скольжений достигается снижение вредного действия сил трения и превращение их в активные силы, способствующие развитию деформации [2].

Комбинированный процесс представляет собой способ обработки металлов давлением, образующийся в результате объединения простых операций, и в котором происходит интегральное наложение нагрузок в очаге деформации, в отдельных случаях со сменой течения металла. Происходящая в этом случае смена схем деформации позитивно влияет на напряженно-деформированное состояние заготовки: смена направления течения металла, появление новых систем скольжения способствуют повышению пластических характеристик проволоки. Совмещение позволяет существенно расширить технологические возможности традиционных способов обработки металлов давлением т.к. в результате получается новый процесс, обладающий в силу синергетического эффекта новым комплексом свойств.

Такие процессы, как «конформ», совмещающий прессование и выдавливание через матрицу, «экстролинг», представляющий комбинацию прокатки и прессования в одном очаге деформации, «филадерм», основанный на совмещении операций резания и выдавливания полученной стружки через матрицу, сегодня используются для изготовления проволоки из цветных металлов – алюминия и меди. В качестве одной из базовых операций в этих процессах используется прессование со схемой всестороннего сжатия – наиболее благоприятной схемы деформации, что, в сочетании с другими методами деформирования, способствует получению высококачественной проволоки и прутков. Как показывает опыт использования указанных процессов, совмещение различных способов ОМД и видов деформации позволяет интенсифицировать процесс производства проволоки и повысить показатели качества проволоки. Внедрение инновационных технологий максимально использующих совмещенные процессы является важной задачей обеспечения эффективности сталепроволочного производства и выпуска конкурентоспособной продукции.

В работе [3] предложен совмещенный технологический процесс, использующий комбинированный способ волочения и реализуемый в модулях «роликовая волока–монолитная волока». Способ

представляет собой последовательное волочение в роликовой и монолитной волоках, которое осуществляется за счет приложенного к переднему концу проволоки вытягивающего усилия (рисунок 1). В роликовой волоке преобладает схема напряженного состояния всестороннего сжатия, а в монолитной волоке – характеризуется двухсторонним сжатием и одноосным растяжением. По сравнению со стандартным волочением предложенный способ обладает рядом преимуществ, особенно для изготовления проволоки повышенных диаметров. Он позволяет увеличить обжатие за проход и обеспечить более высокие уровни единичных и суммарных деформаций, чем при стандартном волочении. При этом отрицательное влияние сил трения уменьшается, т.к. они частично заменяются трением качения в подшипниках роликов, а их активная часть способствует втягиванию металла в калибр валков. Отрицательный характер носит только та часть сил трения, которая возникает в канале монолитной волоки.

При этом процесс изготовления проволоки, как и в случае традиционного волочения, остается многократным, но взамен мыльниц с волокодержателями на каждом блоке волочильной машины устанавливаются специализированные комбинированные волочильные модули. Модуль легко встраивается в линию обычной волочильной машины и не требует ее значительного переоборудования, и поэтому технологическая схема изготовления проволоки остается традиционной. Подготовка поверхности заготовки осуществляется химическим способом или механическим в линии волочильной машины.

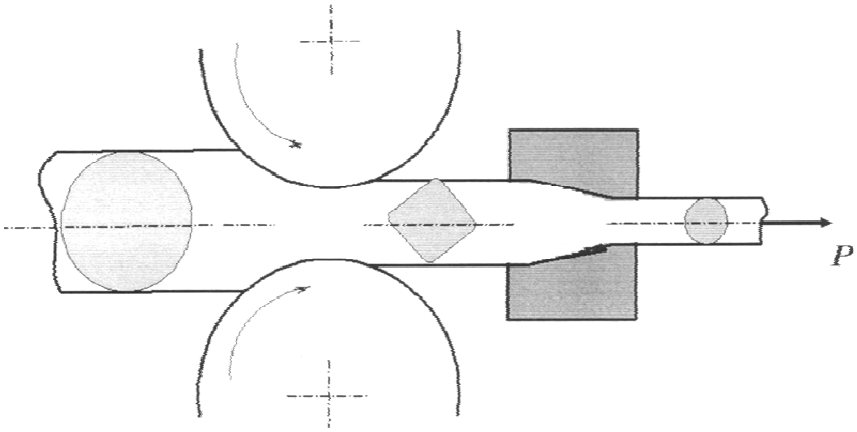


Рисунок 1 – Схема комбинированного процесса

Результаты расчетов и моделирования процесса в комплексе DEFORM-3D, приведенные в работе [4], показывают, что мощность привода стандартного волочильного оборудования, например, станов SKET, достаточна для протягивания проволоки одновременно через клеть и монолитную волоку. При этом усилие волочения и энергозатраты возрастают незначительно, и имеется достаточный запас прочности для ведения безобрывного волочения.

Определено [5], что форма промежуточного профиля определяет устойчивость процесса волочения и стойкость волочильного инструмента. Как правило, простейшие профили (овальные, треугольные, квадратные) получают прокаткой в 2-х, 3-х и 4-х валковых калибрах. Из них наибольшей вытяжной способностью, меньшей склонностью к переполнению калибра и меньшим уширением при равных деформациях обладают 4-х валковые калибры, т.е. $\mu_{квадрат} > \mu_{треугольник} > \mu_{овал}$ Эти калибры благоприятны и с точки зрения схемы напряженного состояния и повышения КПД деформации и получения высокой точности профиля [6]. Выполненные исследования показали, что наиболее рационально использование в модульной конструкции промежуточного профиля в виде невыполненного квадрата с большим радиусом закругления, чтобы снизить нагрузку на монолитную волоку при последующем протягивании полосы. Для его количественной оценки введен коэффициент заполнения калибра, определяемый как отношение фактической площади поперечного сечения профиля к площади квадратного калибра.

Для облегчения расчетов обжатий в модуле на основе экспериментальных данных получена зависимость коэффициента заполнения калибра $К_з$ от величины коэффициента вытяжки μ:

$$К_з = -137{,}28\mu^4+643{,}13\mu^3 - 1129{,}3\mu^2+881{,}17\mu - 256{,}935.$$

Установлено, что наиболее благоприятные условия в монолитной волоке можно обеспечить при волочении промежуточного квадратного профиля о степенью заполнения калибра $К_з$ не более 0,9.

В этом случае напряженное состояние в рабочем конусе монолитной волоки мало отличается

от стандартного волочения «круг в круг». Анализ результатов компьютерного моделирования координатных сеток позволяет сделать следующее заключение о положении зон интенсивного течения металла:

– наиболее интенсивная деформация происходит по диагоналям квадратной полосы;

– в поперечных сечениях с увеличением обжатия происходит перетекание металла из зон с повышенной деформации в зоны с меньшей деформацией, затем деформация по сечению выравнивается и определяется сжимающими напряжениями;

– в целом, несмотря на разницу в степени деформации по сторонам и диагоналям квадратного сечения, сильного искривления координатной сетки и интенсивных сдвигов не наблюдается, что говорит о достаточно равномерной и глубокой проработке металла по сечению;

– проволока, как и при обычном волочении, на выходе из волоки характеризуется растягивающими напряжения в поверхностных слоях и сжимающими напряжения в центральных слоях.

Разработана методика определения частных вытяжек и их распределения в модуле между операциями протяжки в роликах и монолитной волоке.

Были проведены промышленные эксперименты по определению влияния комбинированного процесса на механические свойства высокопрочной стальной проволоки и получено практическое подтверждение, что при его использовании возможно получение проволоки с повышенными пластическими свойствами. В качестве примера приведены результаты испытаний механических свойств проволоки диаметром 4,0 мм, изготовленной стандартным волочением в монолитных волоках, а также совмещенным способом. В качестве заготовки была использована сорбитизированная катанка диаметром 6,50 мм из стали марки 70 с временным сопротивлением разрыву 1080 Н/мм^2 и фактическим химическим составом, приведенным в таблице 1.

Таблица 1 – Химический состав стали

Содержание элементов, %							
C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu
0,70	0,52	0,25	0,014	0,017	0,04	0,02	0,02

Волочение квадратного профиля с неполным заполнением калибра выполняли в неприводной роликовой волоке с четырехроликовым калибром. Полученные невыполненные квадратные профили протягивали в круг через монолитные волоки (рисунок 2).

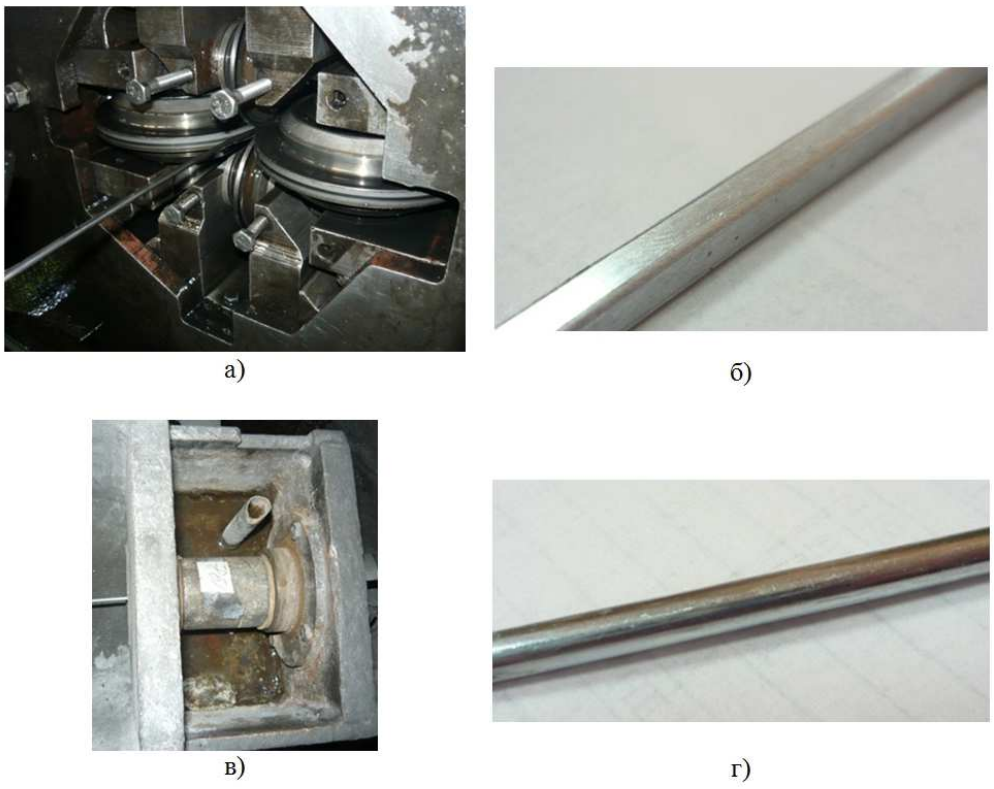


Рисунок 2 – Четырёхроликовая волока (а) для волочения промежуточной проволоки квадратного сечения (б) и монолитная волока (в) для волочения готовой проволоки (г)

Ниже приведены маршруты изготовления проволоки обоих диаметров.

Вариант 1– традиционный способ волочения

$$6{,}50 \rightarrow 5{,}90 \rightarrow 5{,}15 \rightarrow 4{,}50 \rightarrow 4{,}00 \text{ мм.}$$

Вариант 2– совмещенный способ

$$6{,}50 \rightarrow 5{,}90 \rightarrow 5{,}50\text{x}5{,}00 \rightarrow 4{,}70 \rightarrow 4{,}30\text{x}4{,}30 \rightarrow 4{,}00 \text{ мм.}$$

В таблице 2 представлены результаты испытаний механических свойств проволоки диаметром 4,0 мм.

Таблица 2 – Механические свойства проволоки

№ варианта	Временное сопротивление разрыву σ_B, Н/мм^2	Удлинение δ_{100},%	Число перегибов	Число скручиваний	Оценка состояния скрученных образцов
1	1540 – 1550* 1545**	3,2 – 3,4 3,3	10 – 11 10,7	27 – 34 31	Без расслоения
2	1440 – 1450 1445	4,1 – 4,4 4,3	12 – 13 12,4	34 – 38 36,3	Без расслоения
* – мин. – макс.; ** – среднее					

Полученные результаты подтверждают, что проволока, изготовленная способом комбинированного волочения, имеет более высокие пластические свойства, определяемые по числу перегибов и скручиваний. При этом в микроструктуре образцов заметных различий отмечено не было. Замеры микротвердости по сечению образцов проволоки, выполненные по ГОСТ 9450-76 на приборе ПМТ-3, также не выявили существенно разницы.

Таким образом, создание комбинированных процессов является эффективным способом регулирования напряженно-деформированного состояния металла в очаге деформации и позволяет обеспечить существенное повышение механических свойств и эксплуатационных характеристик проволоки. В первую очередь это выражается в сохранении пластичности проволоки и снижении ее повреждаемости, что особенно важно при изготовлении стальной высокопрочной проволоки больших диаметров.

Библиографический список

1. В.А. Харитонов. Проволочное производство метизной отрасли и перспективы его развития // Метизы, 2004, №3. с.25-27.

2. В.А. Харитонов, Л.В. Радионова, В.И. Зюзин. Процессы волочения проволоки с комбинированным нагружением. Методическая разработка. Магнитогорск: МГТУ, 1999. 36 с.

3. В.А. Харитонов, Д.Э. Галлямов. Оценка эффективности изготовления стальной проволоки совмещенным способом «прокатка-волочение» // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением, 2014, №12. с. 15-21.

4. В.А. Харитонов, Д.Э. Галлямов. Энергосбережение при производстве стальной проволоки совмещенным способом «протяжка-волочение». Моделирование и развитие процессов обработки металлов давлением: междунар. сб. науч. тр. / под. ред. В.М. Салганика, Вып. 20. Магнитогорск: изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2014. с. 231-236.

5. В.А. Харитонов, Д.Э. Галлямов. Выбор рациональной формы промежуточного профиля при изготовлении стальной проволоки совмещенным способом «прокатка-волочение» // Производство проката, 2015, №3. с. 30-33.

6. М.Г. Поляков, Б.А. Никифоров, Г.С. Гун. Деформация металла в многовалковых калибрах. М., Металлургия, 1979. – 240 с.

УДК 621.7

РАЗРАБОТКА МЕТОДИКИ ВЫБОРА РЕЖИМА ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ ОПЕРАЦИИ ЗАКАТКИ ШАРОВЫХ ШАРНИРОВ НА ОСНОВЕ КВАЛИМЕТРИЧЕСКОЙ ОЦЕНКИ КАЧЕСТВА ПРОЦЕССА

Михайловский И.А., Гун Е.И.

Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, г. Магнитогорск, Россия, ypa_gun@mail.ru

Аннотация: *В данной статье описана и решена задача обоснованного выбора режима технологической операции на примере процесса закатки шаровых шарниров шасси автомобилей. Предложенная методика квалиметрической оценки, базирующаяся на методе анализа иерархий, позволяет количественно оценивать качество технологического режима с учетом нескольких неравнозначных критериев и, тем самым, проводить обоснованный выбор наиболее рационального варианта.*

Ключевые слова: *закатка, пластическое деформирование, метод анализа иерархий.*

DEVELOPMENT OF A METHOD TO SELECT A MODE FOR A ROLLING TECHNOLOGICAL OPERATION OF BALL JOINTS BASING ON QUANTITATIVE QUALITY ASSESMENT

Mikhailovsky I.A., Gun E.I.

Nosov Magnitogorsk State Technical University, department of automobiles' technologies, sertidication and service Magnitogorsk, Russia, ypa_gun@mail.ru

Abstract: *In this paper problem of selecting a reasonable mode of technological operation is solved by the example of chassis ball joints rolling process. Proposed method which is based on analytic hierarchy process allows us to assess process quality quantitatively considering several not equal criterias and by this way allow us to select the best option.*

Key words: *rolling, plastic deformation, analytic hierarchy process.*

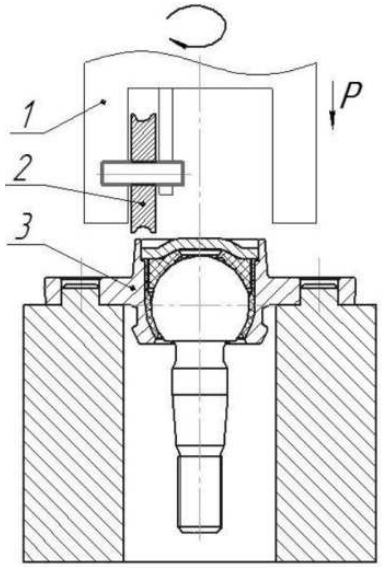
Объектом исследования является технологическая операция закатки, заключающаяся в радиальном деформировании элементов металлических изделий, являющихся телами вращения, с целью создания неразъемного соединения с ответными деталями.

Данная операция получила широкое распространение в процессе производства шаровых опор подвески и рулевых наконечников автомобиля, т.к. в настоящее время в подавляющем большинстве случаев конструкция данных изделий подразумевает формирование неразъемного сборочного соединения между корпусом и шайбой путем пластической деформации бурта корпуса [1 – 3]. В данном случае для закатки используется закатная головка 1, в которой на осях установлено несколько роликов 2. При вращении закатной головки вокруг вертикальной оси с одновременным ее перемещением по вертикали деформация бурта корпуса 3 осуществляется в результате качения по нему роликов 2 (рисунок 1).

Операция закатки является одной из основных с точки зрения влияния на качество готового изделия, т.к. на данной операции формируется его прочность, герметичность получаемого соединения и другие значимые функциональные показатели шарниров [4 – 8].

При освоении новых типов изделий и проектировании технологического процесса встаёт задача выбора комбинации значений параметров операции закатки, которая бы обеспечивала требуемые значения показателей качества готового изделия. Задача осложняется тем, что показатели качества для различных типов изделий могут иметь для потребителя различную значимость. Например, для рулевых наконечников грузовых автомобилей основным показателем качества является прочность, для рулевых наконечников легковых автомобилей – герметичность; в некоторых случаях стойкость инструмента может быть определяющим фактором при выборе параметров закатки.

Для поиска рационального технологического режима рассматриваемой операции с учётом обозначенных выше особенностей предлагается использовать квалиметрическую модель оценки качества, базирующуюся на методе анализа иерархий.



1 – закатная головка; 2 – ролик; 3 – корпус шарового шарнира

Рисунок 1 – Схема процесса закатки шарового шарнира подвески

Совокупное качество операции может быть декомпозировано на группы показателей качества, а они, в свою очередь, на ряд конкретных показателей [1, 2, 8, 9], способных количественно охарактеризовать качество процесса по различным критериям. Таким образом, качество операции закатки может быть представлено в виде иерархии (рисунок 2), на последнем уровне которой располагаются возможные технологические режимы, т.е. конкретные комбинации значений технологических параметров – геометрических параметров деформирующей части ролика (рисунок 3) и параметров деформирования (рисунок 4).

В результате применения метода анализа иерархий, описанного в работе [10], к предложенной иерархии качества процесса:

– рассчитывают значимость групп показателей качества;

– рассчитывают локальную и глобальную значимость конкретных показателей качества;

– глобальные приоритеты рассматриваемых технологических режимов.

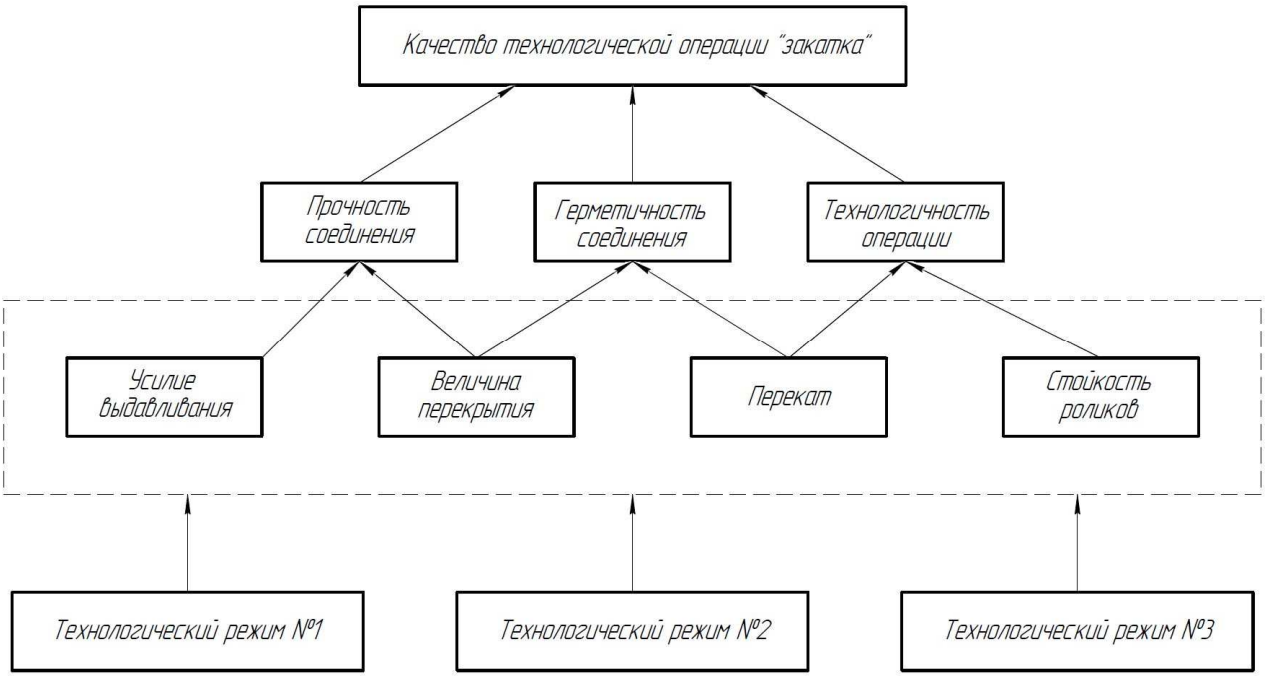


Рисунок 2 – Иерархия качества операции закатки

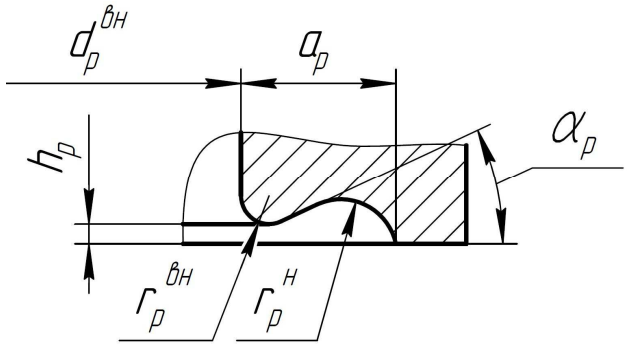


Рисунок 3 – Геометрические параметры деформирующей части ролика

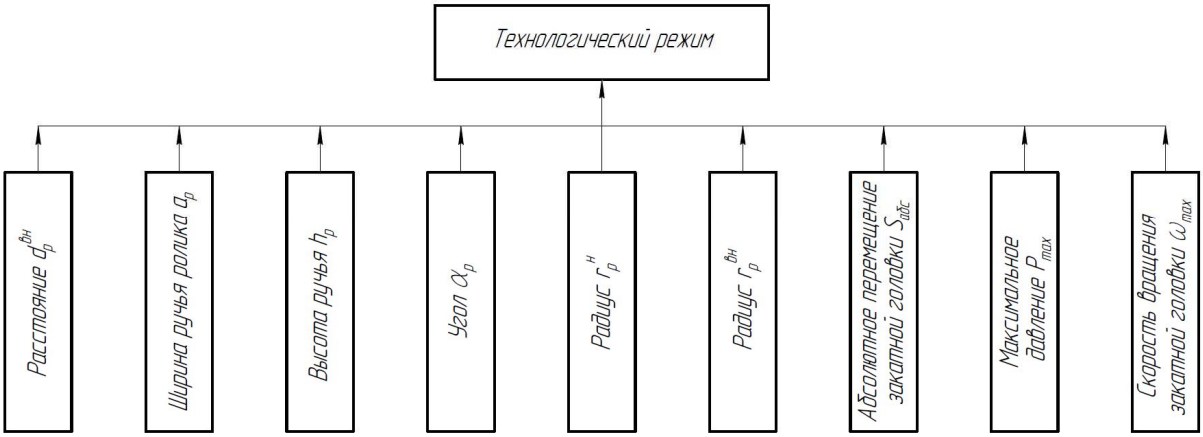


Рисунок 4 – Технологические параметры операции закатки

Глобальные приоритеты технологических режимов, рассчитанные с учетом неодинаковой значимости показателей качества для потребителя, являются количественной оценкой качества технологических режимов. Режим с наибольшим значением глобального приоритета может быть охарактеризован наибольшей степенью соответствия предъявленным к процессу требованиям с учетом нескольких неравнозначных критериев.

Библиографический список

1. Калмыков Ю.В., Михайловский И.А., Сальников В.В., Пестерев Д.А. Анализ существующих способов формирования соединения и основные требования к качеству при сборке шаровых шарниров передней подвески автомобилей // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2009. №4. С. 47-50.

2. Гун И.Г., Михайловский И.А., Осипов Д.С., Куцепендик В.И., Сальников В.В., Гун Е.И., Смирнов А.В., Смирнов А.В. Разработка моделирование и совершенствование процессов производства шаровых шарниров автомобилей // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2014. № 1 (45). С. 52-57.

3. Михайловский И.А., Гун И.Г., Лапчинский В.В. Методика проведения и обработка результатов объединенных испытаний верхних шаровых пальцев передней подвески автомобилей ВАЗ 2101-2107 // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2004. № 4. С. 43-50.

4. Gun G.S., Rubin G.Sh., Chukin M.V., Mezin I.U., Korchunov A.G. Metallurgy qualimetry theory design and development // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2013. №5 (45). P. 67-69.

5. Гун Г.С., Мезин И.Ю., Рубин Г.Ш., Минаев А.А., Назайбеков А.Б., Дыя Х. Генезис научных исследований в области качества металлопродукции // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2014. №1 (46). С. 92-97.

6. Гун И.Г., Михайловский И.А., Осипов Д.С. и др. Комплексная оценка результативности сквозных технологий производства с использованием логики антонимов на примере шаровых пальцев // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2005. № 1. С. 67-71.

7. Гун И.Г., Михайловский И.А., Осипов Д.С. Квалиметрическая оценка и повышение результативности сквозной технологии и системы менеджмента качества шаровых пальцев: монография. Магнитогорск: ГОУ ВПО «МГТУ», 2008. 147 с.

8. Гун И.Г., Железков О.С., Михайловский И.А., Кривощапов Д.В. Совершенствование технологии изготовления шаровых пальцев автомобилей // Черная металлургия. 2000. №11-12. С.60-62.

9. Михайловский И.А., Гун Е.И. Обзор подходов к моделированию деформирования бурта корпуса шарового шарнира при формировании сборочного соединения закаткой // Актуальные проблемы современной науки, техники и образования: материалы 73-й межрегиональной науч.-техн. конф. / под ред. В.М. Колокольцева. – Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2015. – Т.1. С. 252-254.

10. Михайловский И.А., Гун Е.И. Разработка методики оценки значимости параметров продукции и технологических операций её производства с точки зрения влияния на качество // Век качества. 2014. № 3. С. 32-37.

УДК 621.771.262

РАЗРАБОТКА МАТЕМАТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ И МЕТОДИКИ РАСЧЕТА СОПРОТИВЛЕНИЯ ДЕФОРМАЦИИ РЕЛЬСОВЫХ СТАЛЕЙ РАЗЛИЧНОГО ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА

Уманский А.А.[1], Головатенко А.В.[2], Кадыков В.Н.[1], Думова Л.В.[1]

[1]Сибирский государственный индустриальный университет,
[2]ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК»
г. Новокузнецк, Россия, umanskii@bk.ru

Аннотация: *С использованием установки комплекса для физического моделирования «Gleeble System 3800» проведены экспериментальные исследования сопротивления деформации хромистой рельсовой стали при различных термомеханических параметрах деформации. На основании статистической обработки экспериментальных данных разработана математическая модель для расчета сопротивления деформации рельсовых сталей различных марок в зависимости от их химического состава и параметров деформации. Проверка адекватности разработанной модели для условий универсального рельсобалочного стана ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» показала возможность ее использования при разработке и совершенствовании новых режимов прокатки рельсов.*

Ключевые слова: *сопротивление деформации, пластическая деформация, экспериментальные исследования, регрессионный анализ, математическая модель.*

DEVELOPMENT OF MATHEMATICAL MODELS AND METHODS OF CALCULATION OF DEFORMATION RESISTANCE OF RAIL STEEL OF DIFFERENT CHEMICAL COMPOSITION

Umanskii A.A.[1], Golovatenko A.V.[2], Kadykov V.N.[1], Dumova L.V.[1]

[1]«Siberian State Industrial University»,
[2]«EVRAZ Consolidated West Siberian Metallurgical Plant»
Novokuznetsk, Russia, umanskii@bk.ru

Abstrsct: *Using the setting for the complex physical modeling «Gleeble System 3800" experimental studies deformation resistance chrome rail steel with different thermomechanical deformation parameters. Based on the statistical analysis of experimental data, a mathematical model to calculate the resistance to deformation of rail steels of various grades, depending on their chemical composition and deformation parameters. Check the adequacy of the developed model for conditions of universal rolling mill «EVRAZ ZSMK» showed the possibility of its use in the development and improvement of new modes of rolling rails.*

Key words: *resistance to deformation, plastic deformation, experimental studies, regression analysis, mathematical model.*

Одним из основных проблемных моментов при расчете и прогнозировании энергосиловых

параметров прокатки на промышленных прокатных станах является отсутствие достоверных данных о сопротивлении стали конкретного химического состава пластическому деформированию. Согласно принятым представлениям под сопротивлением деформации следует понимать интенсивность напряжений, достаточную для осуществления пластической деформации металла при заданных условиях деформации [1 – 3].

Анализ литературных данных показывает, что на сопротивление деформации при прокатке оказывают влияние следующие физико-химические параметры: термомеханические параметры деформации (температура, скорость и степень деформации) и химический состав стали.

Повышение температуры деформации в интервале температур прокатки приводит к увеличению сопротивления стали пластическому деформированию. Данный факт объясняется ослаблением материальных связей частиц, что облегчает их взаимное смещение [1].

При увеличении скорости деформации сопротивление пластическому деформированию возрастает, что объясняется более быстрым протеканием процессов упрочнения при постоянной скорости разупрочнения.

Влияние степени деформации на сопротивление стали пластическому деформированию при прокатке в значительной степени определяется химическим и структурным составом обрабатываемой стали, а также скоростными параметрами прокатки. Существуют четыре основных варианта характера зависимости сопротивления деформации от степени деформации [1]. В первом случае, характерном для высоких скоростей деформации, происходит непрерывное увеличение сопротивления деформации с ростом степени деформации. При этом сама зависимость имеет экспоненциальный характер. Во втором варианте, имеющем место при деформации сталей ферритного класса с низким содержанием углерода, после первоначального роста до некоторого предела сопротивление деформации достигает установившейся стадии. Третий вариант, предполагающий наличие выраженного максимума на кривой зависимости сопротивления деформации от степени деформации, имеет место для аустенитных сталей и для двухфазных сталей с высоким содержанием углерода. Последний, четвертый вариант, характерный для низких скоростей деформации, отличается наличием осцилляции деформации на установившейся стадии.

В настоящее время для определения фактических значений сопротивления деформации для конкретных условий прокатки широкое распространение получила методика расчета с использованием термомеханических коэффициентов:

$$\sigma_S = \sigma_{S0} \cdot K_\theta \cdot K_\varepsilon \cdot K_\xi , \qquad (1)$$

где σ_{S0} – сопротивление деформации при температуре прокатки 1000 ^{0}C, логарифмической степени деформации 0,1 и скорости деформации 10 с$^{-1}$;

K_θ, K_ε, K_ξ – термодинамические коэффициенты, учитывающие влияние температуры прокатки, логарифмической степени деформации и скорости деформации соответственно.

Указанная методика расчета сопротивления деформации предполагает наличие заранее определенного базисного значения сопротивления деформации, определенного для конкретных условий деформации. При этом следует отметить, что в литературных источниках имеются такие данные только для ограниченного числа марок стали. В частности для рельсовых сталей сведения о базисных значениях сопротивления деформации отсутствуют. Кроме того, как показано в работе [4] метод термодинамических коэффициентов применим только для возрастающих кривых, характеризующих зависимость сопротивления стали пластическому деформированию от степени деформации. Для выпуклых кривых, имеющих выраженный максимум использование данного метода приводит к значительным погрешностям при расчетах.

Обобщая имеющиеся данные о влиянии химического состава сталей различных марок на сопротивление деформации можно констатировать, что увеличение содержания углерода и практически всех легирующих элементов (марганец, кремний, никель, вольфрам, молибден) приводит к повышению сопротивления деформации сталей при прокатке [3]. Единственным исключением является ванадий, который, как отмечается, не оказывает существенного влияния на сопротивление деформации из-за его незначительной концентрации в стали [3].

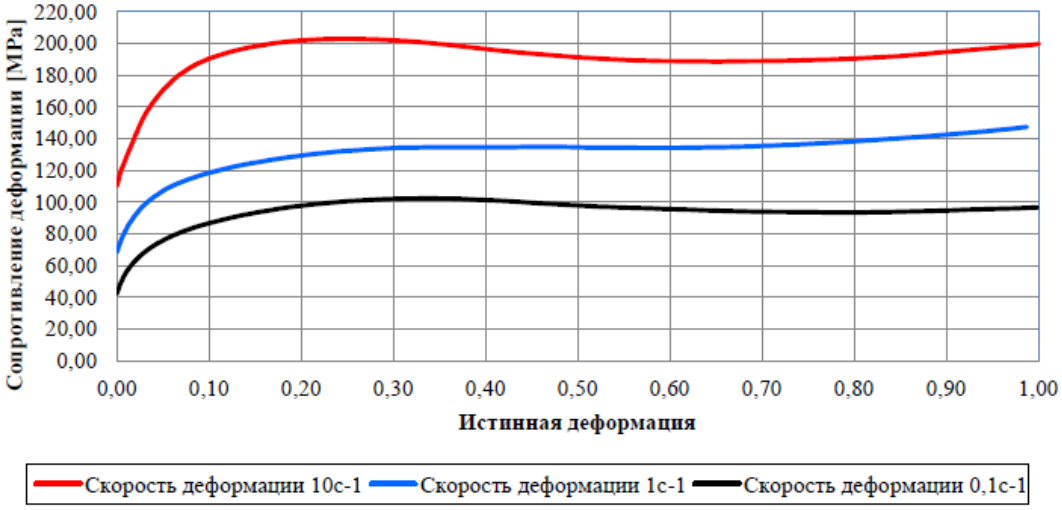
В связи с отсутствием достоверных теоретических данных и надежных методик определения сопротивления деформации расчетным путем на практике зачастую используют экспериментальные исследования методом горячих испытаний образцов на растяжение, кручение либо сжатие.

Из перечисленных методов наиболее предпочтительным представляется метод испытаний на сжатие, использование которого позволяет получать достоверные данные о сопротивлении деформации при высоких степенях деформации (до 70 %).

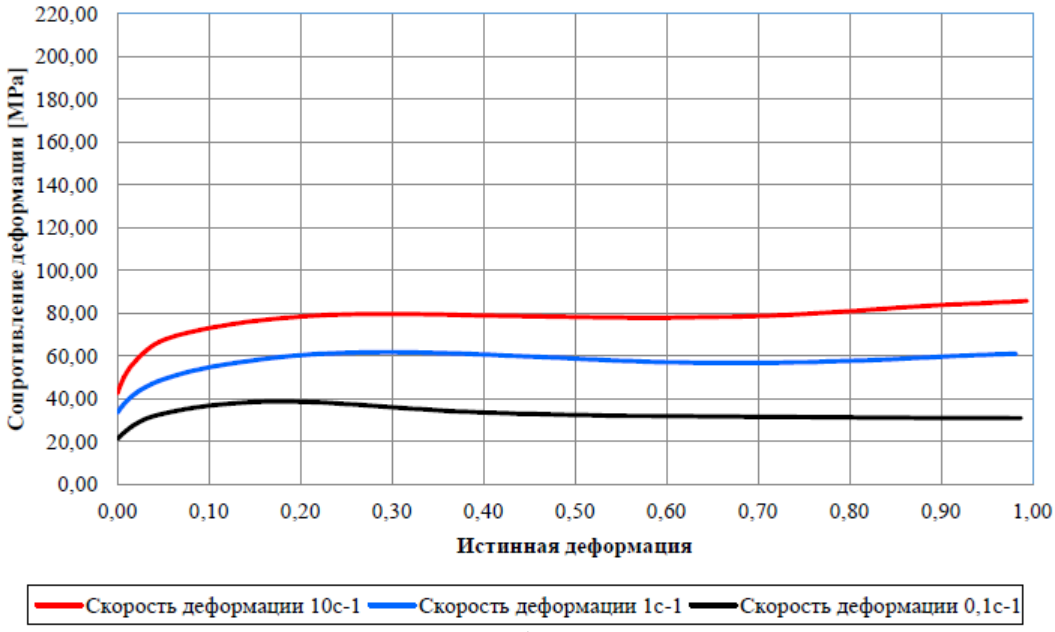
Экспериментальными исследованиями сопротивления деформации хромистой рельсовой стали Э78ХСФ путем испытаний образцов на горячее сжатие, выполненными с использованием комплекса для физического моделирования «Gleeble System 3800», установлены зависимости сопротивления деформации указанной стали от термомеханических параметров прокатки (температура, скорость и степень деформации) [5, 6]. Анализ экспериментальных зависимостей, примеры которых представлены на рисунке 1, позволил сделать следующие выводы:

– Повышение температуры прокатки рельсовой стали Э78ХСФ стали в интервале 900 – 1150 ^{0}С приводит к снижению сопротивления деформации, а повышение скорости деформации в интервале 0,1-10 с$^{-1}$ увеличивает сопротивление деформации, что согласуется с общепринятыми представлениями по теории прокатки;

– Полученные кривые зависимости сопротивления деформации от степени деформации на участках, где степень деформации не превышает значений порядка 0,7, имеют выраженный максимум. При этом указанный максимум смещается в сторону увеличения степени деформации при повышении температуры и смещается в обратном направлении при увеличении скорости деформации. Далее на участке, соответствующем степени деформации 0,7–1,0 на некоторых кривых имеет место повторное увеличение сопротивления деформации, что, очевидно обусловлено погрешностью эксперимента при высоких значениях сопротивления деформации.



а



б

Рисунок 1 – Экспериментальные зависимости сопротивления деформации стали Э78ХСФ от скорости и степени деформации при температуре деформации 900 ^{0}С (а) и 1150 ^{0}С (б)

Обобщение и статистическая обработка полученных данных позволили получить уравнение регрессии вида:

$$\sigma = A \cdot e^{m_1 \cdot t} \cdot \varepsilon^{m_2} \cdot e^{\frac{m_3}{\varepsilon}} \cdot (1+\varepsilon)^{m_4 \cdot t} \cdot e^{m_5 \cdot \varepsilon} \cdot u^{m_6 \cdot t}, \quad (2)$$

где A, m_1-m_6 – коэффициенты уравнения;

t – температура прокатки, ^{0}C;

ε – степень деформации;

u – скорость деформации, c^{-1}.

В приведенном уравнении численные значения коэффициентов A, m_1–m_6, зависят от химического состава стали. Следовательно, для создания универсальной методики расчета сопротивления деформации при изменяющихся физико-химических параметрах прокатки необходимо получить численные зависимости указанных коэффициентов от концентрации в стали основных химических элементов.

С использованием методики множественного регрессионного анализа. исследовали влияние на сопротивление деформации стали Э78ХСФ содержания в ней основных элементов (C, Si, Mn, Cr, S, P, V). В качестве базы для проведения регрессионного анализа использовали данные испытаний на горячее сжатие 20 плавок стали Э78ХСФ текущего производства. Интервал изменения концентрации вышеуказанных химических элементов на анализируемых плавках представлен в таблице 1.

Таблица 1 – Химический состав анализируемых плавок стали Э78ХСФ

Интервал изменения содержания химических элементов, %						
C	Si	Mn	Cr	S	P	V
0,75–0,79	0,32–0,55	0,78–1,09	0,42–0,57	0,005–0,015	0,012–0,017	0,04–0,07

В результате проведенного анализа получены уравнения регрессии в натуральном масштабе:

$$A = 4365{,}4 + 69118 \cdot S. \quad (3)$$

$$m_1 = -0{,}0033 - 0{,}0043 \cdot V. \quad (4)$$

$$m_2 = 0{,}2607 - 5{,}7663 \cdot P. \quad (5)$$

$$m_3 = -0{,}0025 + 0{,}00308 \cdot \tilde{N} + 0{,}00025 \cdot Mn. \quad (6)$$

$$m_4 = -0{,}0015 + 0{,}0475 \cdot P. \quad (7)$$

$$m_5 = -0{,}407 + 0{,}655 \cdot Mn. \quad (8)$$

$$m_6 = 0{,}0002 - 0{,}0012 \cdot V. \quad (9)$$

Обобщая полученные данные о влиянии химического состава хромистой рельсовой стали Э78ХСФ на коэффициенты уравнения (2) и, следовательно, на сопротивление деформации можно констатировать, что повышение содержания марганца, углерода, серы и фосфора в рассматриваемых пределах приводит к увеличению сопротивления деформации. При этом увеличение содержания ванадия с 0,04 % до 0,07 % снижает сопротивление стали пластическому деформированию. Влияния кремния и хрома в рассматриваемых пределах их изменения не выявлено, что согласуется данными других источников [3]. Имеются данные, что кремний повышает сопротивление деформации сталей только при его концентрации на уровне 1,5 – 2,0 %, а для высокоуглеродистых хромистых сталей (с содержанием хрома более 0,45 %) решающее влияние на сопротивление деформации оказывает не хром, а углерод.

С целью оценки количественного влияния изменения содержания химических элементов стали Э78ХСФ на ее сопротивление деформации проведен вычислительный эксперимент. Сущность эксперимента заключалась в последовательном проведении расчетов коэффициентов A, m_1–m_6 при различном химическом составе стали и расчете значений сопротивления деформации с использованием уравнения (2). Варьирование химического состава стали проводили при условии поочередного изменения содержания каждого рассматриваемого химического элемента и неизменном содержании остальных элементов. При этом базовый химический состав принимали согласно средним значениям требований ГОСТ Р 51685-2000 для углерода, марганца, кремния, и хрома; а содержание ванадия

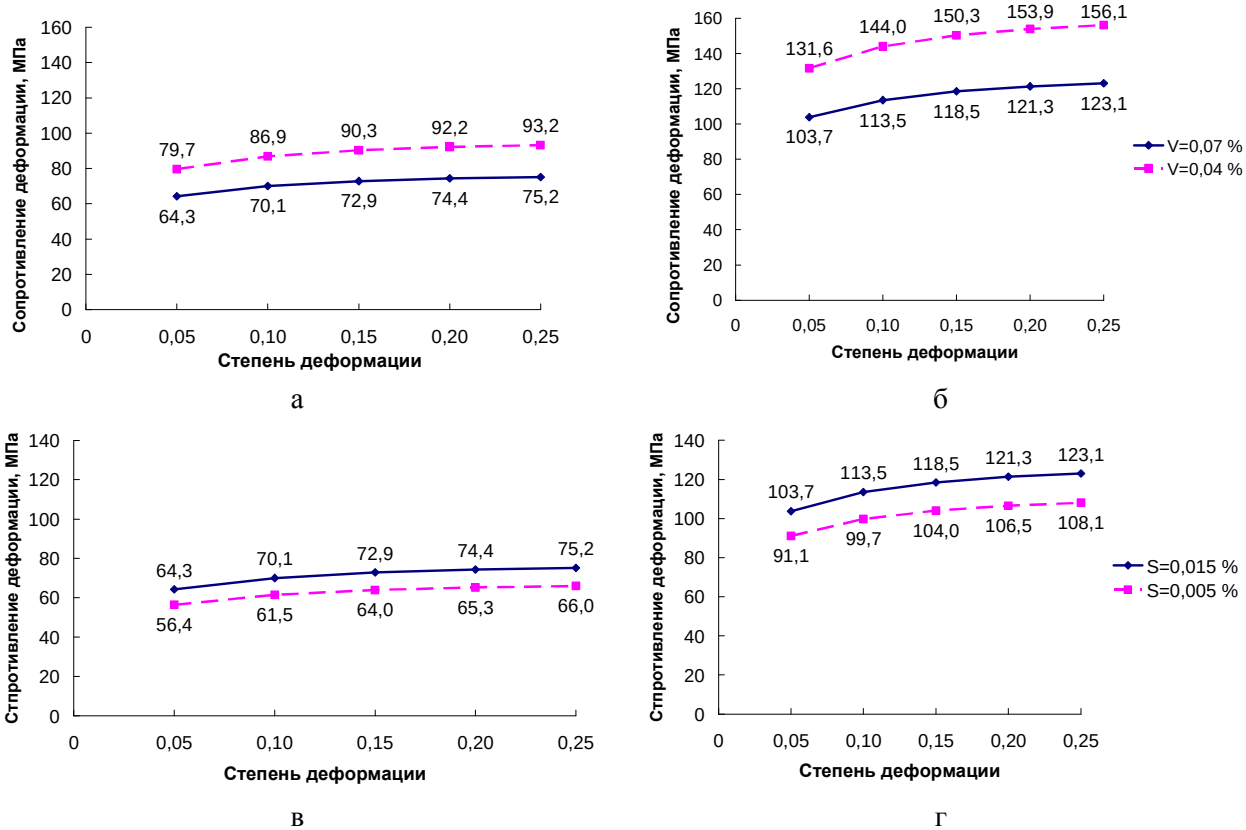
приняли равным 0,07 %, исходя из того, что на практике его содержание стараются выдерживать ближе к нижнему пределу (0,05 %); содержание серы и фосфора приняли – 0,015 % для каждого элемента – таблица 2.

Расчет проводили для условий деформации, характерных для пркоатки в черновых и чистовых клетях рельсобалочных станов: t = 1150 ^{0}C, u = 5 с$^{-1}$ (черновые клети); t = 1050 ^{0}C, u = 15 с$^{-1}$ (чистовые клети).

Таблица 2 – Химический состав стали Э78ХСФ, принятый при проведении вычислительного эксперимента

Содержание элемента, %						
C	Si	Mn	Cr	V	S	P
0,78	0,60	0,90	0,50	0,07	0,015	0,015

Результаты вычислительного эксперимента свидетельствуют, что наиболее значимое влияние на сопротивление деформации хромистой рельсовой стали оказывают ванадий и сера. Повышение содержания ванадия с 0,04 до 0,07 % приводит к снижению сопротивления деформации в 1,24 – 1,27 раза, а увеличение концентрации серы с 0,005 до 0,015 % обуславливает повышение сопротивления деформации в 1,14 раза (рисунок 3). При этом снижение температуры и повышение скорости деформации способствует усилению влияния ванадия на сопротивление рельсовой стали пластическому деформированию. Повышение содержания фосфора и марганца в стали в рассматриваемых пределах (с 0,012 до 0,017 % для фосфора и с 0,78 до 1,09 % для марганца) приводит к увеличению сопротивления деформации до 10 и 5 % соответственно, а при увеличении концентрации углерода в стали с 0,75 до 0,79 % рост сопротивления деформации не превышает 1 %.



а, в – скорость деформации 5 с$^{-1}$, температура деформации 1150 ^{0}C;
б, г – скорость деформации 15 с$^{-1}$, температура деформации 1050 ^{0}C.

Рисунок 3 – Зависимость сопротивления деформации от содержания в рельсовой стали ванадия (а, б) и серы (в, г) при различных термомеханических параметрах прокатки

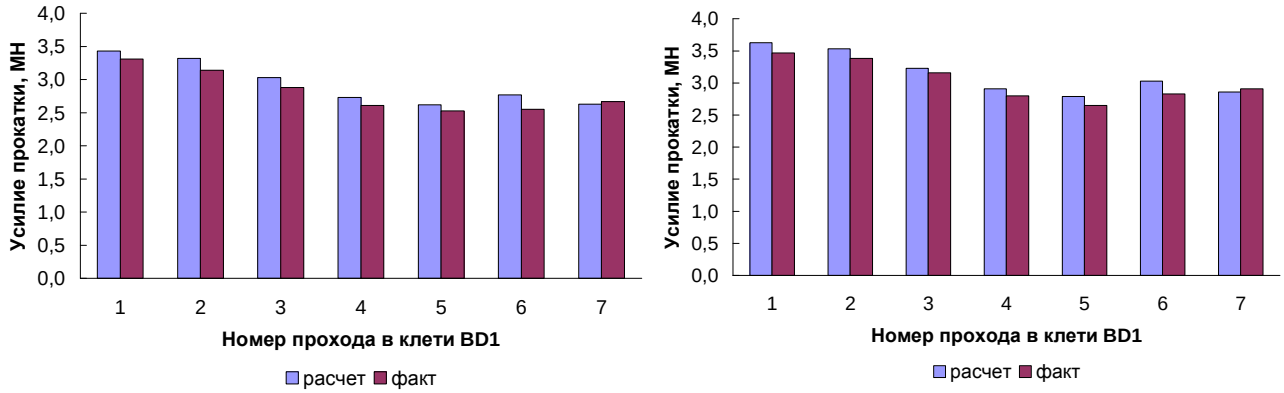
С целью проверки адекватности разработанной методики определения сопротивления деформации проведен с сравнительный анализ расчетных и фактических усилий прокатки по проходам в

обжимной клети BD1 универсального рельсобалочного стана ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК». Расчет производили по стандартной методике, согласно рекомендаций авторов работы [7]. При проведении расчетов сопротивления деформации использовали два варианта химического состава стали Э78ХСФ: вариант №1 – согласно данным таблицы 2; вариант №2 – химический состав аналогичен варианту № 1 за исключением содержания ванадия и серы (приняты 0,04 % и 0,005 % соответственно).

Из представленных данных видно, что отклонения расчетных от фактических данных не превышают 10 % (рисунок 4).

Поскольку по полученным данным не выявлено значимого влияния на сопротивление деформации рельсовой стали содержания таких элементов, как кремний и хром, то область применения указанной методики может быть распространена не только на сталь Э78ХСФ, но и на рельсовые стали, нелегированные указанными элементами, в частности Э76Ф и Э76.

Таким образом, разработанную методику определения сопротивления деформации рельсовой стали возможно использовать при проектировании новых и совершенствовании существующих режимов прокатки рельсов в производственных условиях.



а б

а – вариант № 1; б – вариант № 2

Рисунок 4 – Анализ адекватности модели расчета сопротивления деформации при различном химическом составе рельсовой стали Э78ХСФ

Библиографический список

1. Развитие теории и практики металлургических технологий: монография: в 3 т. / Под ред. В.Н. Перетятько, Е.В. Протопопова, И.Ф. Селянина. Т. 2 : Пластичность и разрушение стали в процессах нагрева и обработки давлением / В.Н. Перетятько, М.В. Темлянцев, М.В. Филиппова. – М.: Теплотехник, 2010. – 352 с.

2. Ефимов, В. Н. Сопротивление деформации в процессах прокатки / В. Н. Ефимов, М. Я. Бровман – М.: Металлургия, 1996. – 254 с.

3. Зюзин, В. И. Сопротивление деформации сталей при горячей прокатке / В. И. Зюзин, М. Я. Бровман, А. Ф. Мельников – М.: Металлургия, 1964. – 270 с.

4. Карпов, С. В. Сопротивление деформации марганцовистых сталей / С. В. Карпов, А. А. Банщиков, А. С. Карпова // Ползуновский альманах. – 2008. – №3. – С. 123-126.

5. Головатенко, А. В. Исследование сопротивления деформации рельсовой стали Э78ХСФ при различных условиях прокатки / А. В. Головатенко, В. Н. Кадыков, А. А. Уманский // Вестник горно-металлургической секции российской академии естественных наук. Отделение металлургии: Сборник научных трудов. – Москва-Новокузнецк, 2014. – Вып. 33. – С. 64-71.

6. Головатенко А.В. Разработка модели расчета сопротивления деформации рельсовой стали Э78ХСФ при различных температурно-скоростных параметрах деформации / А.В. Головатенко, А.А. Уманский, В.Н. Кадыков // Металлургия: Технологии, управление, инновации, качество. Труды XVIII Всероссийской научно-практической конференции. – Новокузнецк, 2014. – С. 160-165.

7. Теория продольной прокатки / А. И. Целиков, Г. С. Никитин, С. Е. Рокотян. – М.: Металлургия, 1980. – 320 с.

УДК 669.02:004.051

ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ СОРТОПРОКАТНОГО СТАНА С ПОМОЩЬЮ СОВРЕМЕННЫХ ИТ: ОПЫТ РАЗРАБОТКИ ПРОГРАММНОГО ОБЕСПЕЧЕНИЯ ДЛЯ МОДЕЛИРОВАНИЯ ЛИНИИ ВОЗДУШНОГО ОХЛАЖДЕНИЯ

Саранча С.Ю., Левандовский С.А., Моллер А.Б., Кинзин Д.И.

Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, г. Магнитогорск, Россия, science.mgn@gmail.com

Аннотация: *В современной промышленности всё большую роль играют информационные технологии, стоимость которых зачастую превышает стоимость механического оборудования. В то же время в рамках металлургического предприятия роль человека за последние годы сильно изменилась – например, специалисты при решении производственных задач всё больше полагаются на численные методы, а не на свои профессиональные навыки.*

Ключевые слова: *Информационные технологии, сортопрокатное производство, катанка, двустадийное охлаждение, эффективность.*

IMPROVING THE EFFICIENCY OF SECTION ROLLING MILL BY DINT OF MODERN INFORMATION TECHNOLOGIES: EXPERIENCE IN DEVELOPING SOFTWARE FOR MODELING AIR COOLING LINE

Sarancha S.Yu., Levandovskiy S.A., Moller A.B., Kinzin D.I.

NMSTU, Magnitogorsk, Russia, science.mgn@gmail.com

Abstract: *In modern industry, information technologies plays important role, which cost often exceeds the cost of the mechanical equipment. At the same time the role of man in recent years has changed dramatically at the metallurgical enterprise - for example, specialist often uses numerical methods rather than their skills in solving production problems.*

Key words: *Information technologies, rolling mill, wire rod, two-stage cooling, efficiency.*

На сегодняшний день информационные технологии в современной промышленности играют важную роль - не меньшую, чем механическое оборудование [1 – 2]. При этом следует отметить, что по стоимости внедряемые на производстве информационные технологии зачастую превосходят стоимость механического оборудования, что лишь подтверждает их весомость [3 – 4]. При этом из ряда исследований наблюдается следующая тенденция: эффективность важных технологических процессов современного предприятия можно повысить без модернизации механического оборудования путем внедрения информационных технологий [4 – 5].

Сложная экономическая ситуация толкает многие предприятия к оптимизации, повышению эффективности текущего оборудования и технологических процессов в условиях значительно ограниченного бюджета на НИР/НИОКР [1, 3]. В таких условиях информационные технологии оказываются более предпочтительными, чем механическое оборудование - если стоимость их приобретения примерно равная, то сопутствующие расходы - нет: внедрение информационных технологий, как правило, требует значительно меньше времени на внедрение, а, следовательно, их стоимость внедрения ниже [6]. В ходе НИР на ОАО «ММК» были получены положительные результаты внедрения современных информационных технологий в технологический процесс, а именно – повышение рентабельности сортопрокатного производства [7]. При этом полученный опыт на производстве показывает, что наряду с повышением эффективности технологического процесса раскроя, повысилось качество, как выпускаемой продукции, так и самого процесса. Более того благодаря внедрению информационных технологий удалось обеспечить непрерывное повышение качества на производстве согласно спирали качества Джурана [8].

Данный пример подтверждает, что информационные технологии являются не только перспективным резервом повышения эффективности и рентабельности производства, требующего значительно меньше времени на внедрение, чем механическое оборудование, но и хорошим инструмен-

том для управления и повышения качества, как выпускаемой продукции, так и самих технологических процессов.

Несмотря на столь положительные результаты внедрения, вопрос использования и внедрения информационных технологий весьма сложен - оценка их эффективности является сложной задачей в силу отсутствия четких критериев и стандартов оценки [2, 9].

На сегодняшний день при оценке эффективности и целесообразности внедрения ИТ принято использовать ряд показателей: коэффициент возврата инвестиций (ROI-Return On Investment), совокупная стоимость владения ИТ (TCO- Total Cost of Ownership), прибыльность инвестиций (SRR-Simple Rate of Return), период окупаемости инвестиций (PBP- Pay-Back Period), рентабельность активов (ROA-Return On Assets), чистая приведенная стоимость (NPV-Net Present Value), внутренняя норма доходности (IRR-Internal Rate of Return), индекс скорости удельного прироста стоимости (IS-Indicator of the speed of specific increment in value). Такой комплексный анализ позволяет достаточно точно определить целесообразность внедрения ИТ [2].

Углубляясь в вопрос внедрения и использования ИТ на реальном металлургическом производстве, становится ясно, что зачастую они являются единственным возможным способом решения той или иной задачи. Например, оптимизация сортопрокатных калибров с точки зрения их энергоэффективности является задачей численных методов - в силу большого объема подобные задачи специалисту не под силу, их может решить только компьютер [10]. При этом для решения подобных задач, как правило, требуется индивидуальный подход, то есть разработка нового программного обеспечения для решения конкретной задачи, а не использование существующих программных средств. В свою очередь, разработка программного обеспечения, отвечающего современным требованиям, также является непростой задачей и содержит в себе ряд нюансов.

При разработке нового программного обеспечения необходимо выбрать язык программирования, на котором оно будет разрабатываться, поскольку каждый язык программирования наиболее предпочтителен для решения определенного круга задач. Например: JAVA позволяет компилировать кросс-платформенные приложения, которые будут работать на любом ПК без привязки к какой-либо ОС; C++ с использованием ассемблерных вставок и фреймворка OpenCL позволяет значительно поднять скорость вычислений, что актуально для ресурсоемких задач; использование платформы .NET позволяет разработать приложение в короткие сроки, обеспечивая при этом совместимость с различными версиями ОС MS Windows, при этом обеспечивая высокую интеграцию с MS Excel, MS Word, MS Access и т.д. [10].

В ходе НИОКР на ОАО «ММК», связанных с реконструкцией линии двустадийного охлаждения Стелмор, в качестве основной среды разработки была выбрана платформа .NET, так как была необходимость в высокой интеграции с программными продуктами MS Office.

Данный выбор позволил быстро выпустить бета-версию ПО для тестирования в реальных условиях, апробации и коррекции программной модели линии воздушного охлаждения, а также для выявления конструктивных замечаний. При этом с самого начала обеспечивалась высокая интеграция с программными продуктами MS Office, позволяя выгружать полученные численные результаты и графики в доступном формате.

На основе полученного в ходе НИОКР опыта, можно заключить, что в рамках реального производства и низкой проработанности ТЗ к ПО, оно претерпело значительные трансформации. Ведение лога, то есть программных изменений, позволило отследить их. Так, например, изначально требовался «прикидочный» расчет графика охлаждения катанки с достаточно большими допущениями, в конечном же итоге в программе ни осталось ни одной функции ее первой версии. С одной стороны это говорит о том, что низкая проработанность ТЗ к ПО достаточно распространенное явление, обусловленное тем, что заказчик видя потенциал программного продукта, ставит новые цели и задачи, находя всё большее применение данного ПО; с другой стороны такое обстоятельство требует от исполнителей НИР высокой скорости реагирования на динамически изменяющуюся ситуацию.

Конкретизируя, перечислим основные изменения в программном обеспечении для моделирования линии воздушного охлаждения:

– расчет кривой охлаждения катанки на линии воздушного охлаждения с использованием эмпирических показателей теплоотдачи;

– коррекция математической модели: учет изменения теплоемкости со снижением температуры катанки (рисунок 1);

– введение в математическую модель коэффициента массивности для расчета режимов дутья для каждой зоны поперечного сечения транспортера;

– добавлена возможность создания базы данных значений теплоемкости различных марок сталей;

– создание базы данных моделей линий воздушного охлаждения;

– реализация выгрузки данных в табличном виде на лист MS Excel (рисунок 2);

– добавлено графическое представление полученных данных с возможностью выгрузки на лист MS Excel (рисунок 2);

– реализация многозонной модели линии воздушного охлаждения с возможностью индивидуального конфигурирования каждой зоны;

– разработка электронного справочника технологических параметров охлаждения и руководства пользователя ПО;

– расчет режимов охлаждения катанки и скоростей двигателей воздушных секций для каждой зоны, как в поперечном сечении транспортера, так и в продольном сечении линии воздушного охлаждения.

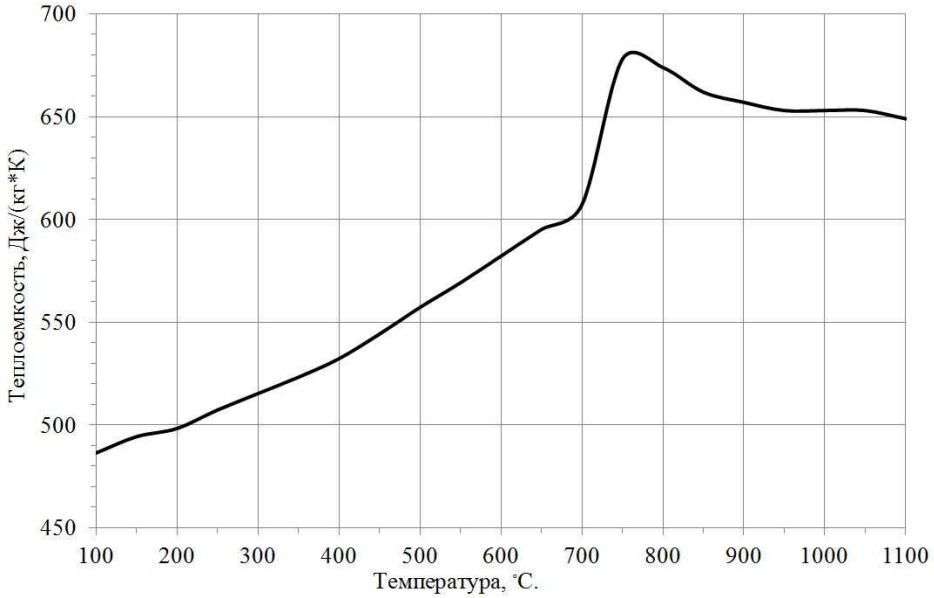


Рисунок 1 – График зависимости теплоемкости от температуры для стали 40

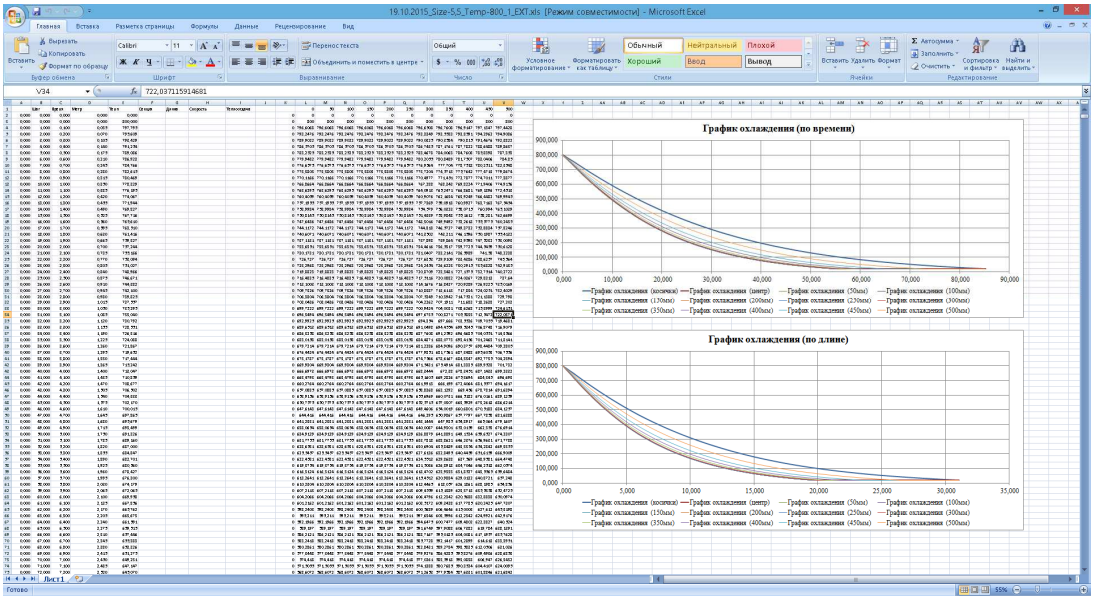


Рисунок 2 – Графическое и табличное представление полученных в ходе расчета данных

Таким образом, полученный опыт в ходе НИОКР показал ряд нюансов при разработке и внедрении современных ИТ на металлургическом предприятии, решение которых способствовало началу разработки апробированной методики, позволяющей эффективно решать подобные задачи. Также производственный опыт сформировал понимание необходимости в разработке комплексной оценки ИТ с точки зрения эффективности и целесообразности, что позволит с большей продуктивностью связать науку и производство.

Библиографический список

1. Саранча С.Ю., Левандовский С.А., Моллер А.Б., Кинзина И.И.. Вопросы бюджетирования области информационных технологий в металлургической отрасли на примере производства сортопрокатной продукции. Калибровочное бюро. 2015. №5. С. 24-29.

2. Саранча С.Ю., Левандовский С.А., Моллер А.Б. Оценка и повышение эффективности технологических процессов с помощью информационных технологий на примере раскроя продукции сортопрокатного производства. Качество в обработке материалов. 2015. №1 (3). С. 59-61.

3. Саранча С.Ю., Левандовский С.А., Стаценко Ю.С., Моллер А.Б.. Вопросы бюджетирования департамента информационных технологий на примере сортопрокатного производства. Машиностроение: сетевой электронный научный журнал. 2015. Том 3, №2. С. 65-67.

4. Саранча С.Ю., Моллер А.Б. Применение информационных технологий в металлургическом производстве: оптимизация технологии прокатки и раскроя готовой продукции в сортопрокатном производстве. Материалы 72-й Международной Научно-Технической Конференции «Актуальные проблемы современной науки, техники и образования». Том 1. 2014. – С. 139-143.

5. Левандовский С.А., Назаров Д.В., Лимарев А.С., Моллер А.Б., Тулупов О.Н.. Разработка и применение баз данных технологических параметров с целью освоения и совершенствования современных сортопрокатных станов. Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2005. №4 (12). С.36-40.

6. Саранча С.Ю., Моллер А.Б., Левандовский С.А.. Поэтапное внедрение ИТ в условиях сортопрокатного производства: спираль качества Джурана как непрерывный процесс повышения эффективности выпуска продукции. Материалы 73-й Международной Научно-Технической Конференции «Актуальные проблемы современной науки, техники и образования». Том 1. 2015. – С.147-151.

7. Саранча С.Ю., Моллер А.Б.. Разработка и внедрение информационных технологий в сортопрокатное производство: оптимизация алгоритмов раскроя. Сталь. №11. 2014. С35-38.

8. Sarancha S.Yu., Levandovskiy S.A., Moller A.B., Statsenko J.S.. Information technology and Juran's spiral of quality as a continuous process of improving the efficiency of section-rolling mill. Калибровочное бюро. 2015. №5. С.30-44.

9. Тулупова Н.А., Гуэрра Х.А., Левандовский С.А., Кинзин Д.И., Саранча С.Ю. Опыт исследования качества заготовки и сортового проката в системе менеджмента качества (СМК) металлургического завода Хосе Марти (Куба). Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2015. №2 (50). С. 70-79.

10. Саранча С.Ю., Кинзин Д.И., Левандовский С.А., Моллер А.Б.. Пути оптимизации и перспективы развития программного обеспечения для моделирования технологических процессов. Калибровочное бюро. 2014. №4. С.6-16.

УДК 621.771

ФОРМИРОВАНИЕ КАЧЕСТВА КАНАТНОЙ КАТАНКИ ПОД ВЛИЯНИЕМ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ ПРОЦЕССА ПРОКАТКИ НА МЕЛКОСОРТНО-ПРОВОЛОЧНОМ СТАНЕ

Шубин И.Г., Шубина Н.И.

Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, г. Магнитогорск, Россия, shubin64@mail.ru

Аннотация: *Формирование качества канатной катанки в потоке прокатного стана определяется комплексом факторов. Представлена модель влияния технологических факторов на показатели качества катанки. Полученные зависимости позволят обеспечивать гарантированное воспроизводство заданных величин показателей качества.*

Ключевые слова: *показатели качества, катанка, статистический анализ, математическая модель, температура, прокатный стан.*

THE FORMATION OF THE CABLE ROD QUALITY UNDER THE INFLUENCE OF THE ROLLING PROCESS TECHNOLOGICAL FACTORS IN THE LIGHT SECTION WIRE MILL

Shubin I.G., Shubina N.I.

FSBI HPI «Nosov Magnitogorsk State Technical University», Magnitogorsk, Russia, shubin64@mail.ru

Abstract: *Formation of the cable rod quality in the flow of rolling mill is determined by the complex of factors. The model of the technological factors influence on the rod quality index is determined. Received relations will allow to insure guarantied reproduction of quality index value.*

Key words: *quality index, rod, statistical analysis, mathematical model, temperature, rolling mill.*

Производство метизной продукции диктует постоянно повышающиеся требования к исходному сырью, что оправдано стремительным ростом потребления высококачественных металлоизделий. Значительная доля метизов приходится на проволоку, канаты и металлокорд, исходным сырьем которых служит высокоуглеродистая катанка.

Производство канатной катанки включает в себя выполнение ряда последовательных технологических операций, которые вместе с исходными факторами (химический состав стали, способ выплавки и др.) вносят весомое влияние на формирование конечных показателей качества (временное сопротивление разрыву, предел текучести, относительное удлинение и сужение и т.д.) готовой катанки.

Оценка влияния факторов технологического процесса производства катанки и создание модели управления ими позволит обеспечить не только снижение выпуска несоответствующей продукции, но и возможность прогнозирования уровня показателей качества в зависимости от свойств исходной заготовки и параметров технологического оборудования.

Канатная катанка, прокатываемая на мелкосортно-проволочном стане 170 ОАО «ММК», производится из высокоуглеродистых марок стали 60–85. Состав оборудования и компоновка стана обуславливают технологический процесс, который включает такие основные операции, как нагрев заготовок в методических печах, прокатка на всех группах клетей, после деформационное охлаждение и формирование бунта. Все это определяет наличие таких факторов, влияющих на качество готовой катанки, как температура: перед 1 клетью обжимной группы (Т1), перед черновой группой (Т2, Т3), перед линией водяного охлаждения PREBOX (перед чистовым блоком (Т4 – Т7)), после чистового блока (температура конца прокатки) (Т8, Т9), после линии водяного охлаждения (Т10, Т11), на конвейере воздушного охлаждения после участка с теплоизоляционными крышками (Т12, Т13), на виткосборнике после конвейера воздушного охлаждения (Т14, Т15), фактор скорости - параметр Ф1 и Ф2, углеродный эквивалент ($С_э$). В качестве исследуемых показателей качества были выбраны: величина обезуглероженного слоя Δ_{CO}, относительное удлинение δ_{10} и сужение ψ, временное сопротивление разрыву σ_B.

Применив в проводимом исследовании статистический подход, хорошо зарекомендовавший себя как метод, обеспечивающий адекватность получаемых зависимостей и моделей, определили перечень и объем требуемой информации [1 – 3].

Массив данных, использованный для статистической обработки, содержал ряд марок стали (65 – 85), выплавленных различными способами (ДСП – электросталеплавильный агрегат, ДСА – мартеновская печь).

Для создания модели управления качеством канатной катанки проводились следующие исследования.

На первом этапе, с использованием математического аппарата обработки статистических данных и программы STATISTICA, выполнили регрессионный анализ по методу включения переменных [3]. Рассчитанные и представленные ниже уравнения регрессии включают те факторы, которые наиболее значимо влияют на показатели качества.

$$\Delta_{CO} = - 0{,}45699 - 0{,}20775 \cdot \Delta_{CO} + 0{,}03289\ \Phi_1 - 0{,}00174\ t_2 + 0{,}00113\ t_4 + 0{,}00032\ t_{12} + 0{,}00417\ t_{14}; \quad (1)$$

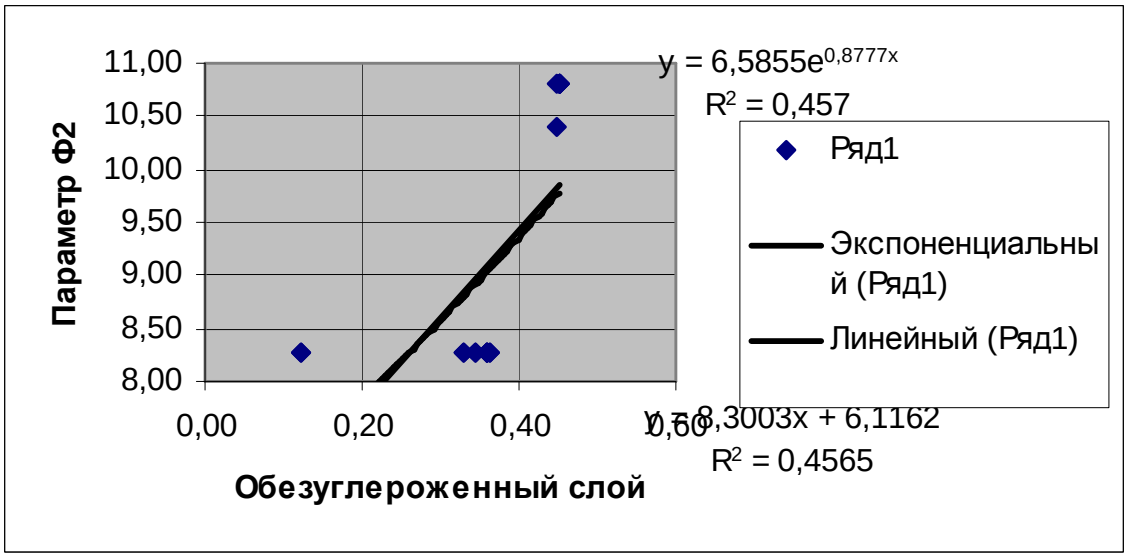
$$\delta_{10} = 9{,}861 - 12{,}135 \cdot \delta_{10} + 0{,}3619\ \Phi_1 - 0{,}0594\ \Phi_2 - 0{,}0194\ t_2 + 0{,}0116\ t_{10} + 0{,}0528\ t_{14}\ ; \quad (2)$$

$$\psi = 145{,}5652 - 80{,}5455\ X\psi - 0{,}1891\ \Phi_2 - 0{,}0287\ t_2 - 0{,}0393\ t_4 + \\ + 0{,}0094\ t_6\ ; \quad (3)$$

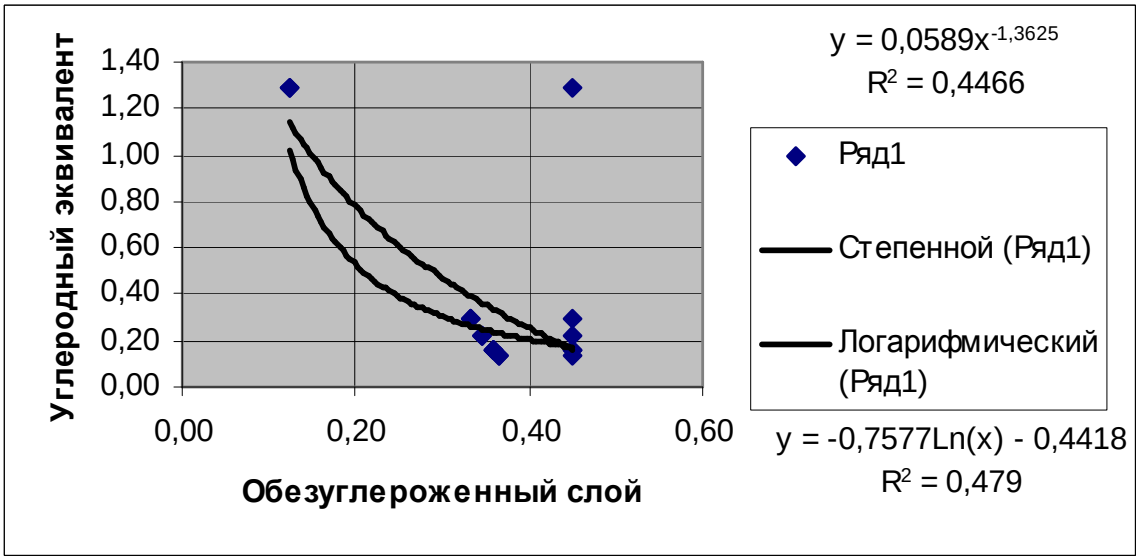
$$\sigma_в = 430{,}4324 - 32{,}5234\ \Phi_1 - 2{,}2362\ \Phi_2 + 0{,}62\ t_2 - 0{,}1122\ t_6 + \\ + 0{,}5223\ t_{10} \quad (4)$$

Факторы, определенные уравнениями регрессии, изменяют свои значения в диапазоне, сформированном, исходя из технологических особенностей используемого оборудования и его настроек, что влечет вариацию значений показателей качества. Представляет интерес, при каких сочетаниях рациональных значений факторов показатели качества катанки будут принимать требуемые стандартами величины.

Используя инструментарий модуля «поиск решений» в программе MS EXSEL проведена обработка экспериментальных данных [4]. Результаты исследования позволяют сделать выводы о том, что для гарантированного воспроизводства требуемых значений показателей качества некоторые факторы необходимо удерживать на неизменном уровне. Другие факторы могут менять свои значения в определенном интервале, приводя к изменению значений показателей качества в требуемом диапазоне. Графики влияния факторов на показатели качества катанки представлены на рисунках 1 – 4.



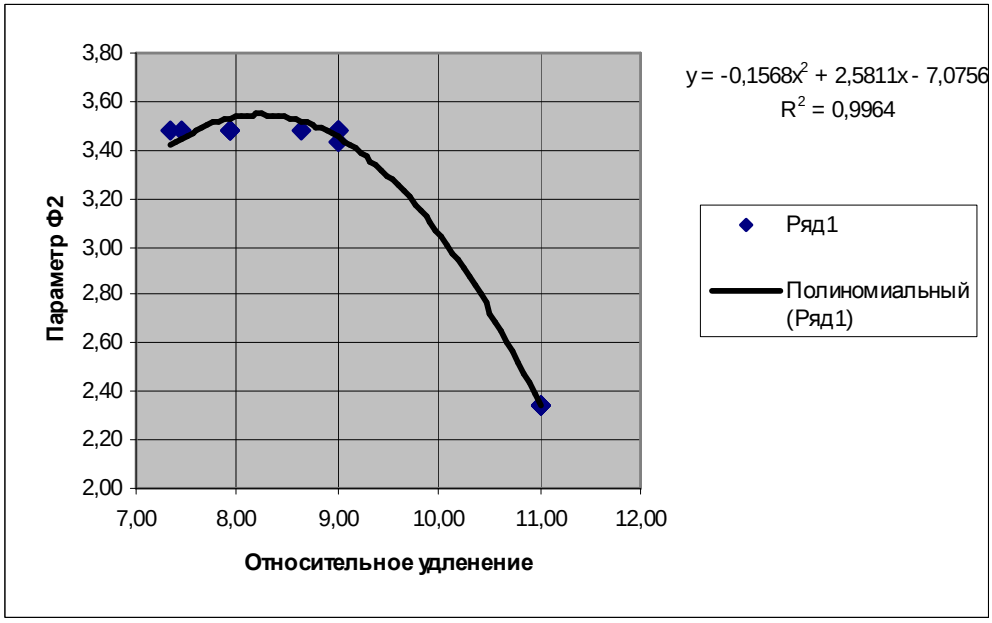
а



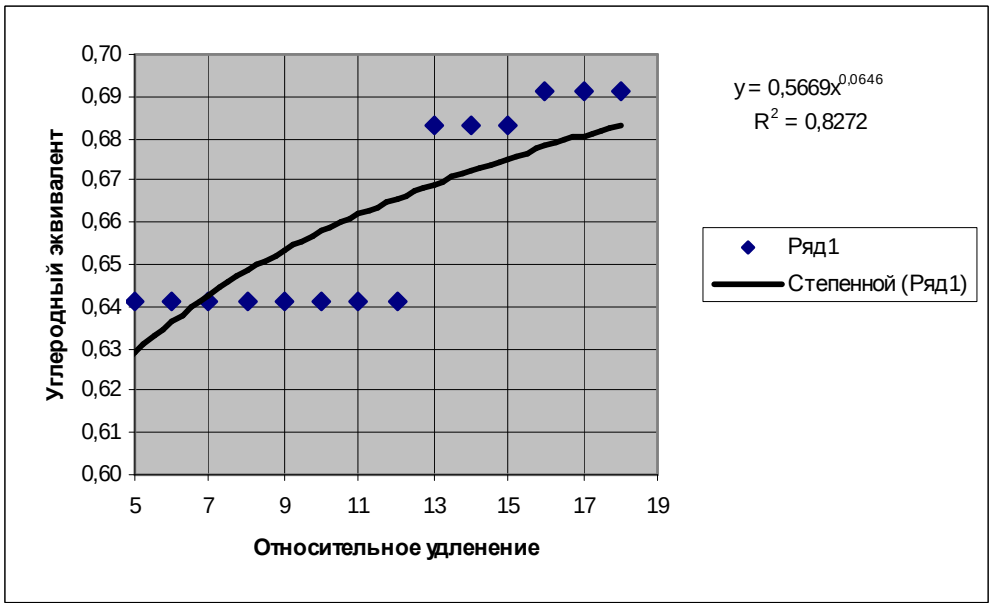
б

а – фактор скорости – параметр Ф2; б – углеродный эквивалент

Рисунок 1 – Влияние факторов на изменение величины обезуглероженного слоя канатной катанки



а



б

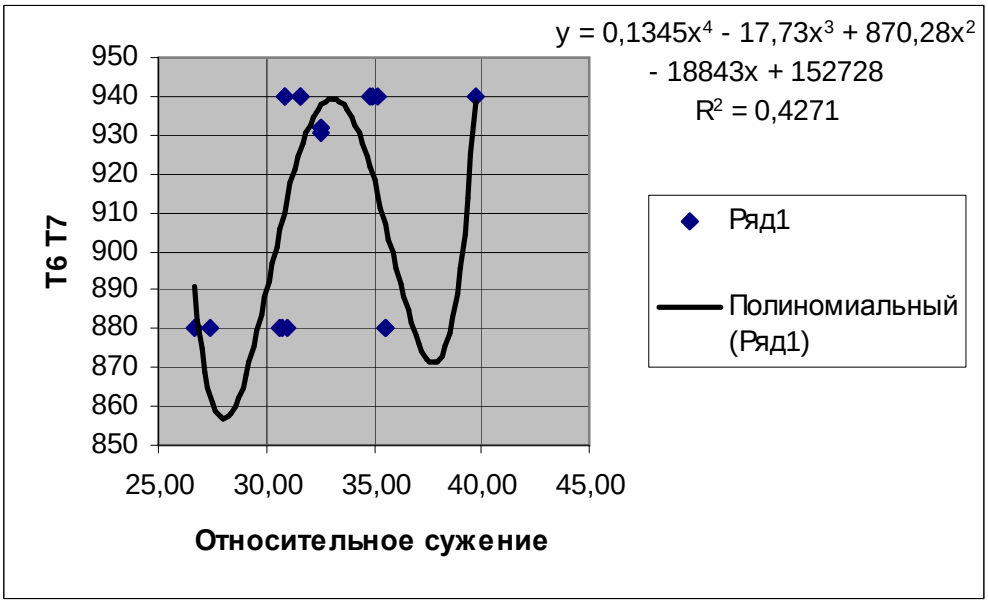
а – фактор скорости – параметр Ф2; б – углеродный эквивалент

Рисунок 2 – Влияние факторов на изменение величины относительного удлинения канатной катанки

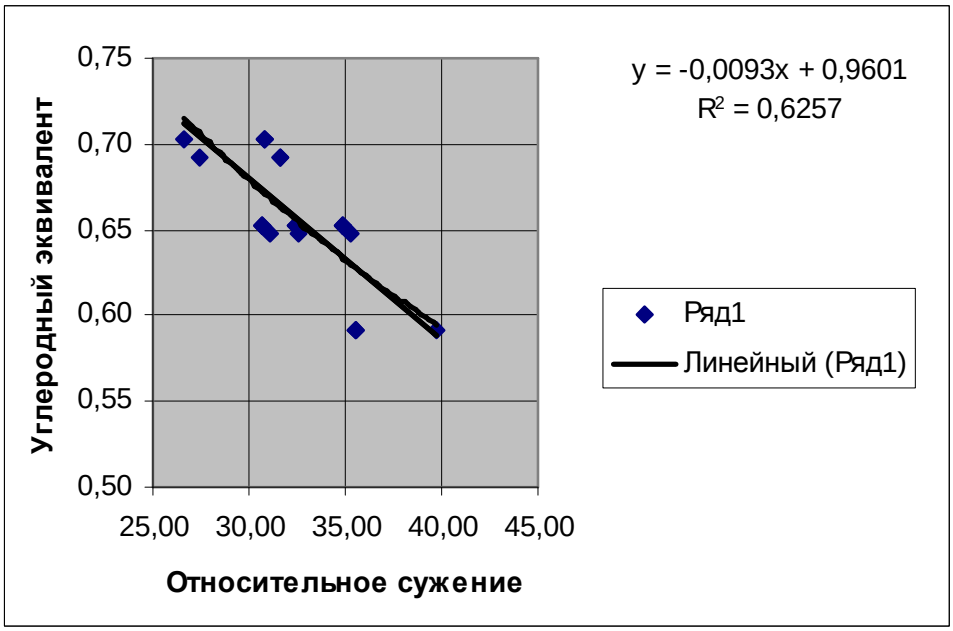
Анализ результатов позволяет выделить факторы, которые оказывают влияние на все исследуемые показатели качества, это углеродный эквивалент ($С_э$), фактор скорости – параметр Ф1 и Ф2. Факторы, связанные с температурой раската на различных участках прокатного стана, оказывают свое влияние, но каждый – на определенный показатель качества.

Влияние факторов (температура на виткосборнике после конвейера воздушного охлаждения и фактор скорости – параметр Ф1 и Ф2) на величину обезуглероженного слоя канатной катанки (рисунок 1) характеризуется, как правило, линейной зависимостью, приводящей к повышению толщины обезуглероженного слоя с увеличением значения фактора.

Нелинейность зависимости относительного удлинения канатной катанки от технологических факторов и углеродного эквивалента (рисунок 2) позволяет констатировать увеличение величины относительного удлинения при повышении значений температуры на виткосборнике после конвейера воздушного охлаждения, параметра Ф1 и углеродного эквивалента. С ростом значений фактора скорости (параметр Ф2) величина относительного удлинения снижается.



а



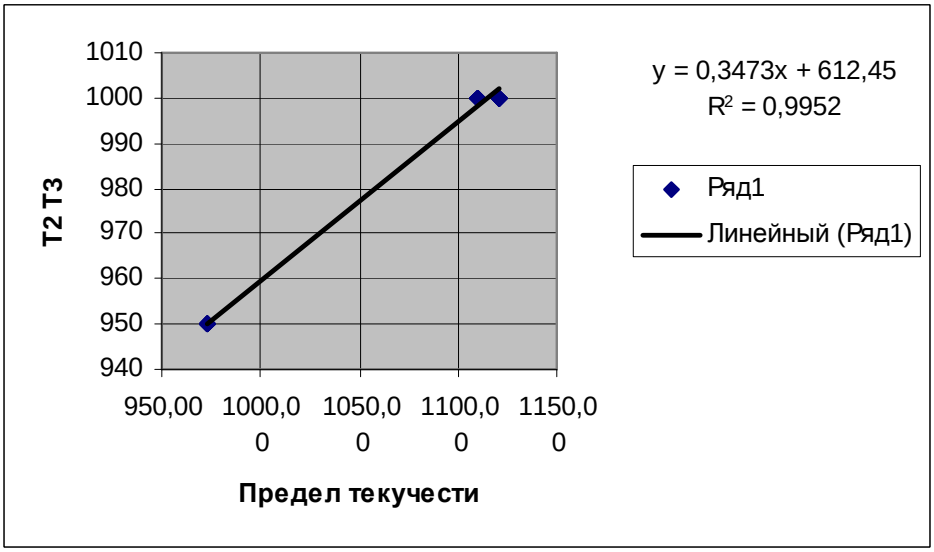
б

а – температура перед линией водяного охлаждения PREBOX (перед чистовым блоком (Т4 – Т7)); б – углеродный эквивалент

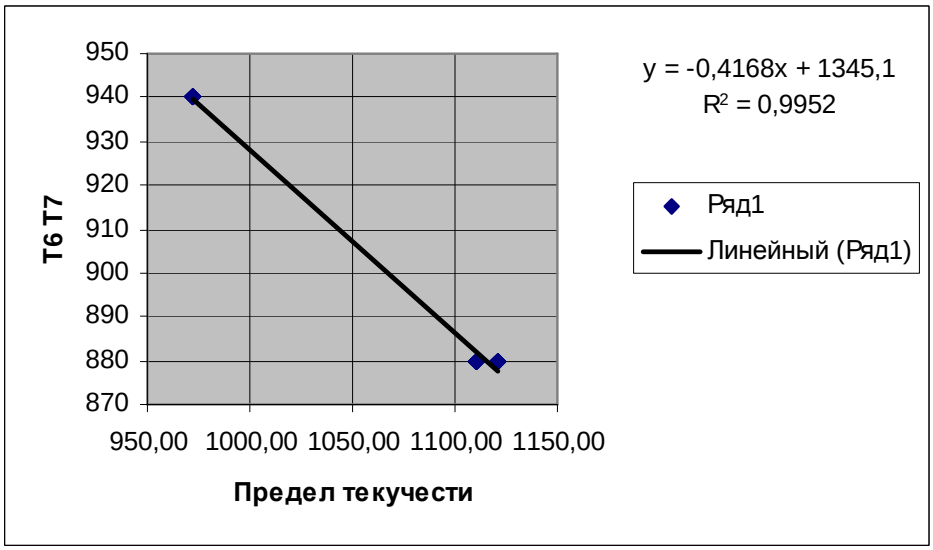
Рисунок 3 – Влияние факторов на изменение величины относительного сужение канатной катанки

Изменение значений временного сопротивления разрыву зависит от температуры перед черновой группой и температуры перед линией водяного охлаждения PREBOX (перед чистовым блоком), а также фактора скорости - параметр Ф1 и Ф2 (рисунок 4). Ярко выраженная линейная зависимость указывает на повышение величины временного сопротивления разрыву при снижении температуры перед линией водяного охлаждения и фактора скорости. Снижение температуры перед черновой группой понижает величину временного сопротивления разрыву.

Проведенные исследования позволили выявить факторы, оказывающие существенное влияние на показатели качества канатной катанки. Полученные зависимости изменчивости показателей качества канатной катанки от исследуемых факторов позволят в дальнейшем определить их область варьирования, обеспечивающую гарантированное воспроизводство заданных величин показателей качества.



а



б

а – температура перед черновой группой; б – температура перед линией водяного охлаждения PREBOX (перед чистовым блоком)

Рисунок 4 – Влияние факторов на изменение величины временного сопротивления разрыву канатной катанки

Библиографический список

1. Румянцев М.И., Шубин И.Г., Попов А.О., Шурыгин В.И. Особенности автоматизированного проектирования режимов прокатки на ШСГП при решении задачи обеспечения стабильности контрольных параметров процесса и полосы // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2012. № 4 (40). С.42 -45.

2. Румянцев М.И., Шубин И.Г., Митасов В.С., Насонов В.В. Сравнение методов прогнозирования деформационного упрочнения металла при автоматизированном проектировании режимов холодной прокатки // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2012. № 2 (38). С.39 – 42.

3. Шубин И.Г., Румянцев М.И., Бородина Е.Н. Оценка результативности и стабильности производства грузоподъемных канатов // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. - № 6 - С. 46-48.

4. Л.Л. Халифан. Статистика 6. Статистический анализ данных: - М. Издательство «Бином», 2007. – 508 с.

5. А.А. Минько. Статистический анализ в MS EXSEL: - М. Издательский дом «Вильямс», 2004. – 448 с.

УДК 621.746.6

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ В ИНТЕРВАЛЕ ВЫДЕЛЕНИЯ ИЗБЫТОЧНЫХ ФАЗ НА ЛИТУЮ МИКРОСТРУКТУРУ СТАЛИ ГАДФИЛЬДА*

Вдовин К.Н., Горленко Д.А., Феоктистов Н.А.

Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, г. Магнитогорск, Россия, gorldima@yandex.ru

Аннотация. *В статье исследованы зависимости температурного интервала выделения вторичных карбидов и их общего количества в литой структуре стали Гадфильда в зависимости от скорости охлаждения отливки. Также изучено изменение морфологии карбидной фазы: утонение и нарушение целостности сетки по границам зерен с увеличением скорости охлаждения.*

Ключевые слова: *сталь Гадфильда, скорость охлаждения, литая структура, вторичные карбиды.*

STUDY OF COOLING RATE INTERVAL GENERATING EXCESSIVE PHASES CAST HADFIELD STEEL MICROSTRUCTURE

Vdovin K.N., Gorlenko D.A., Feoktistov N.A.

Nosov Magnitogorsk State Technical University Magnitogorsk city, Russian Federation, gorldima@yandex.ru

Abstract. *The article investigated the temperature dependence of the interval separation of secondary carbides and their total amount in the cast structure of the steel of Hadfield depending on the cooling rate of the casting. So it is studied changes in the morphology of carbide phase: thinning and violating the integrity of the grid along the grain boundaries with increasing cooling rate.*

Key words: *Hadfield steel, the cooling rate, cast structure, secondary carbides.*

В настоящее время легированная марганцем аустенитная сталь широко применяется в промышленности благодаря ее низкой стоимости и довольно простой технологии производства. Наибольшую популярность как материал, аустенитная марганцовистая сталь получила при производстве различных деталей дробилок, экскаваторов и других машин, а также бронеплит, молотов, бойков и т. д. взамен быстро изнашиваемой в этих условиях обычной стали. Она имеет высокую вязкость и сопротивление ударным нагрузкам, хорошую наклепываемость в холодном состоянии и повышенную износостойкость [1, 2]. Такой высокий комплекс свойств данной стали исключает возможность ее механической обработки, поэтому основной способ производства ограничивается литьем с последующей термической обработкой, заключающейся в закалке. Основная задача термообработки – это растворение сплошной карбидной сетки по границам зерен и препятствие ее повторного выделения за счет ускоренного охлаждения в воде, что приводит к уменьшению хрупкости и увеличению пластичности этой стали [3].

На формирование литой структуры стали Гадфильда большое влияние оказывает скорость охлаждения в интервале выделения избыточных фаз, которая определяется весом и формой отливки. Изменение значения этого параметра приводит к изменению количества и морфологии избыточных карбидов, которые являются неотъемлемой частью литой микроструктуры.

Из некоторых источников известно [4], что износостойкость крупных отливок из марганцевых сталей в литом состоянии, примерно такая же, как после закалки. Аустенитная металлическая матрица, окруженная карбидной сеткой, ведет себя в условиях износа аналогично однородному аустениту в закаленной стали. Поэтому можно допустить, что литая марганцевая сталь в отдельных микрообъемах (внутри зерна аустенита) имеет такую же вязкость и износостойкость, что и закаленная. При этом карбидная сетка по границам зерен выступает в роли дополнительной фазы, увеличивающей абразивную износостойкость стали, и одновременно приводит к ее охрупчиванию [5].

* Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект №15-19-10020).

Уменьшить хрупкость и повысить эксплуатационные свойства в литом состоянии возможно путем снижения количества карбидной фазы с одновременным нарушением целостности сетки по границам зерен аустенита. Поэтому целью данного исследования явилось определение влияния скорости охлаждения на количество избыточных карбидов и температурный интервал их выделения в структуре стали Гадфильда.

Материал и методика эксперимента

В качестве материала для исследования использовалась сталь Гадфильда в литом состоянии с химическим составом, представленным в таблице 1.

Таблица 1 – Химический состав исследуемой стали, %

C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Al
1,2	0,9	12,3	0,024	0,033	0,8	0,12	0,06

Для реализации широкого интервала скоростей охлаждения использовали различные формы (сухую и сырую песчано-глинистую форму, кокиль) и массу отливок от 0,05 кг до 0,5 кг [6]. Регистрацию изменения температуры металла проводили с помощью заформованной вольфрам-ренеевой термопары, запись результатов проводили на приборе LA-50USB с частотой 50 Гц на каждый канал с возможностью одновременной записи по 4 каналам.

Определение значения температурного интервала выделения избыточных фаз проводили с помощью определения характерных перегибов на кривой охлаждения (рисунок 1).

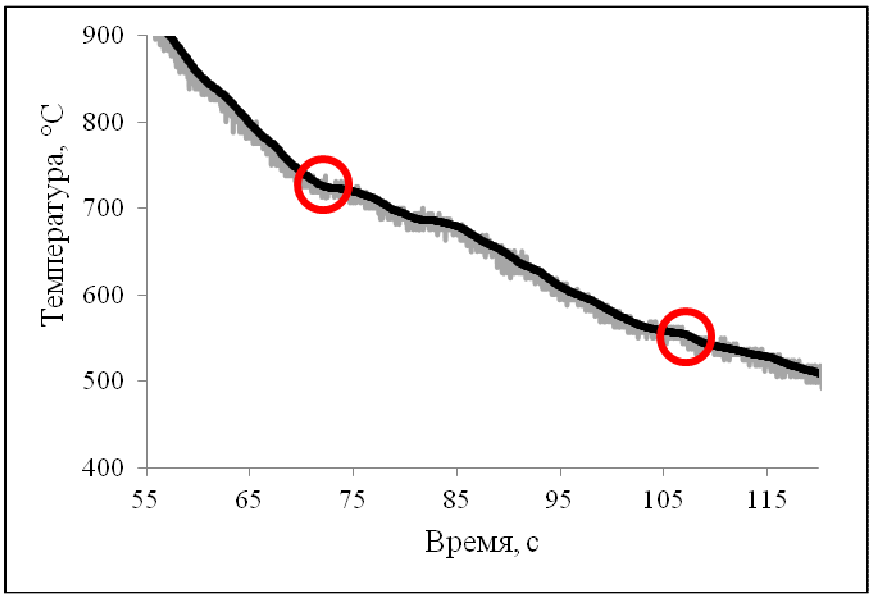


Рисунок 1 – Фрагмент диаграммы охлаждения с отмеченными характерными перегибами начала и конца выделения избыточных фаз

Для выявления качественных и количественных характеристик микроструктуры использовался оптический микроскоп Meiji Techno с применением системы компьютерного анализа изображений Thixomet PRO [7], а также сканирующий электронный микроскоп JEOL JSM-6490 LV*.

Обсуждение результатов

В ходе эксперимента были получены шесть различных графиков зависимости температуры от времени (см. рисунок 1), по которым были определены скорости охлаждения стали Гадфильда (от 14,4 до 327,6 град./мин) в интервале выделения избыточных карбидов.

Анализ кривых охлаждения показал, что увеличение скорости охлаждения приводит к постепенному уменьшению значения температурного интервала выделения вторичных карбидов со 150 °С (при скорости охлаждения 14,4 град./мин) до 130 °С (при скорости 327,6 град./мин) с одновременным снижение температур начала и конца выделения с 788 до 694 °С и с 639 до 563 °С соответственно (рисунок 2).

* Исследования выполнены в ЦКП НИИ Наносталей при ФГБОУ ВПО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова».

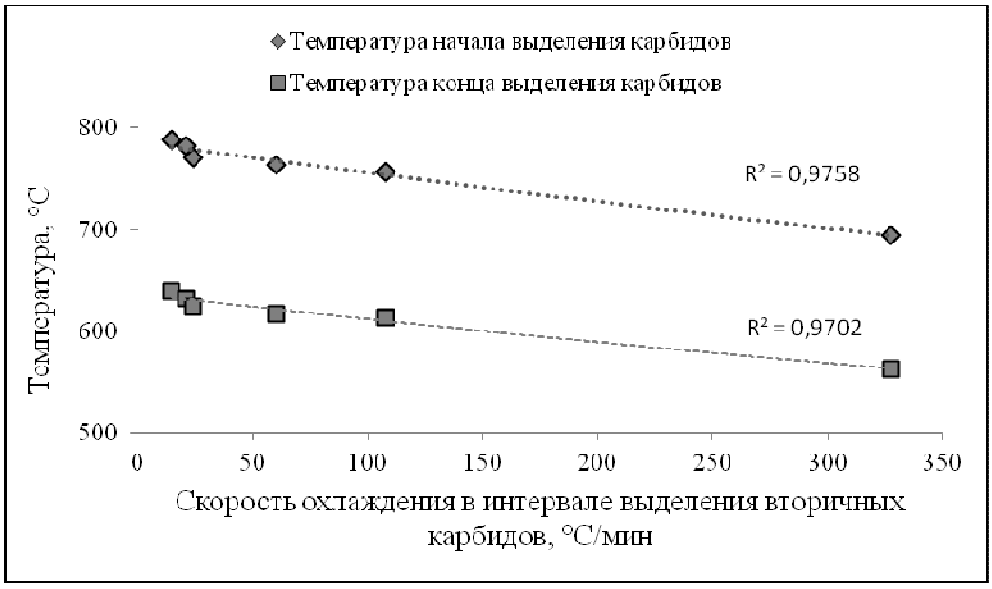


Рисунок 2 – Зависимость температуры начала и конца выделения вторичных карбидов от скорости охлаждения в интервале выделения избыточных фаз

Увеличение скорости охлаждения приводит к росту значения степени переохлаждения, способствует уменьшению времени нахождения в интервале выделения вторичных фаз и снижению интенсивности протекания диффузионных процессов. В совокупности это приводит к снижению общего количества карбидной фазы в структуре стали с 14,8 до 2,1 % (рисунок 3).

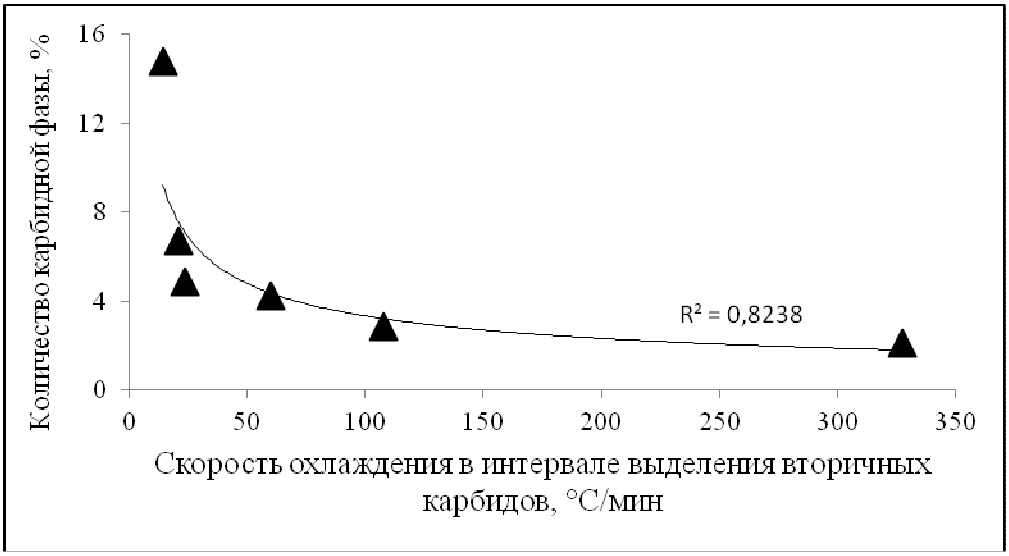


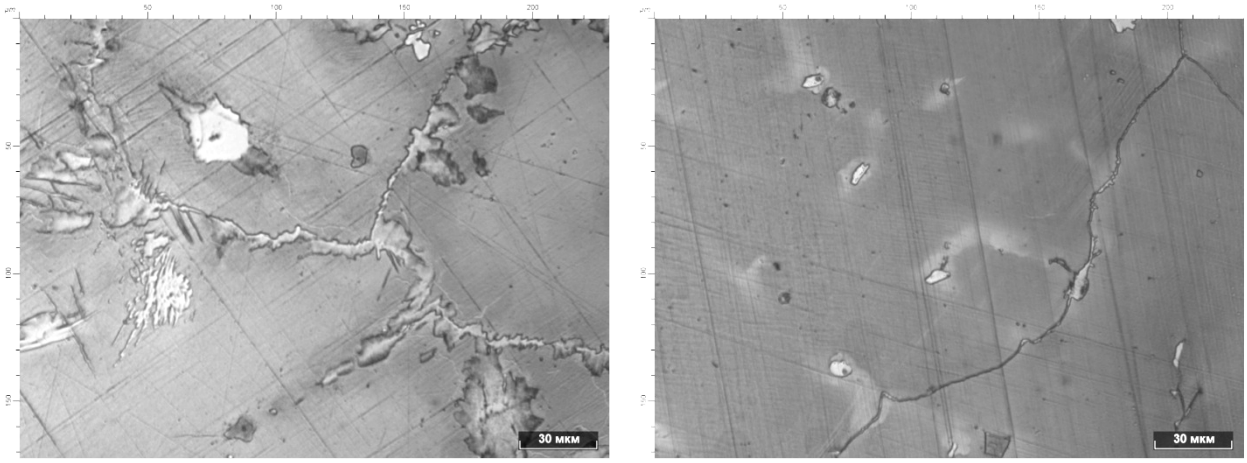
Рисунок 3 – Зависимость количества карбидной фазы от скорости охлаждения в интервале выделения избыточных фаз

Из полученной зависимости видно, что наиболее интенсивное снижение количества карбидов происходит при увеличении скорости охлаждения с 14,4 до 25 град./мин, дальнейшее увеличение скорости незначительно снижает количество избыточной фазы.

Изменение скорости охлаждения влияет не только на количественные характеристики избыточной фазы, но и на качественные. Независимо от скорости охлаждения в температурном интервале их образования, они выделяются как по границам, так и внутри зерен аустенита (рисунок 4).

Скорость охлаждения влияет как на размер, так и на форму вторичных карбидов. При низких скоростях охлаждения (14,4 град./мин) внутризеренные карбиды и карбиды по границам имеют неправильную вытянутую форму, близкую к игольчатой, при этом они формируют сплошную толстую сетку на границах зерен толщиной до 30 мкм (рисунок 5, а).

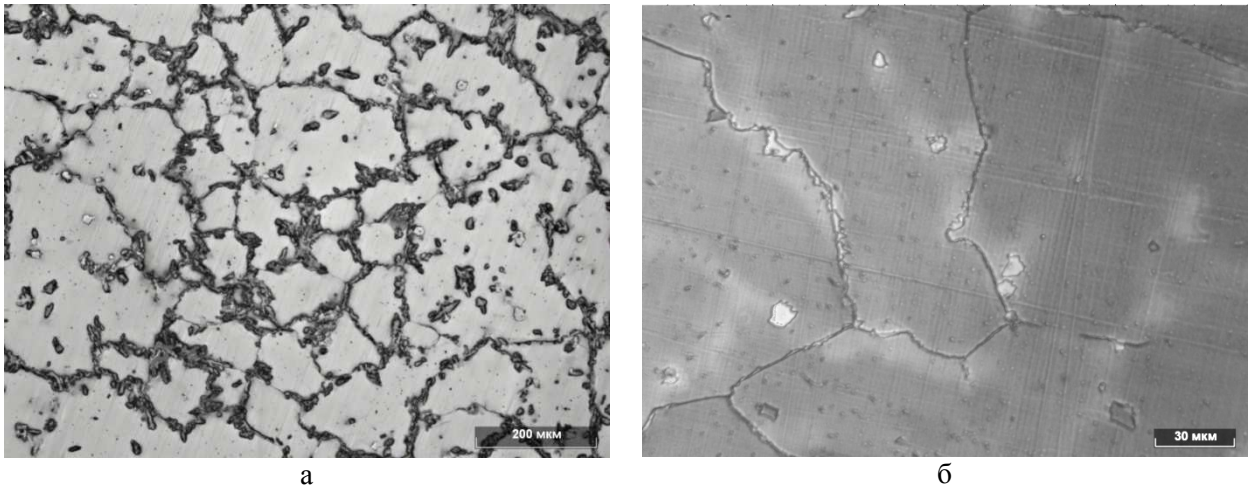
С увеличение скорости охлаждения до 60 град./мин происходит существенное утонение границ (до 1 мкм) за счет уменьшения размеров карбидов, которые приобретают менее ярко выраженную игольчатую форму (рисунок 5, б).



а б

а – 14,4 град./мин; б – 108 град./мин

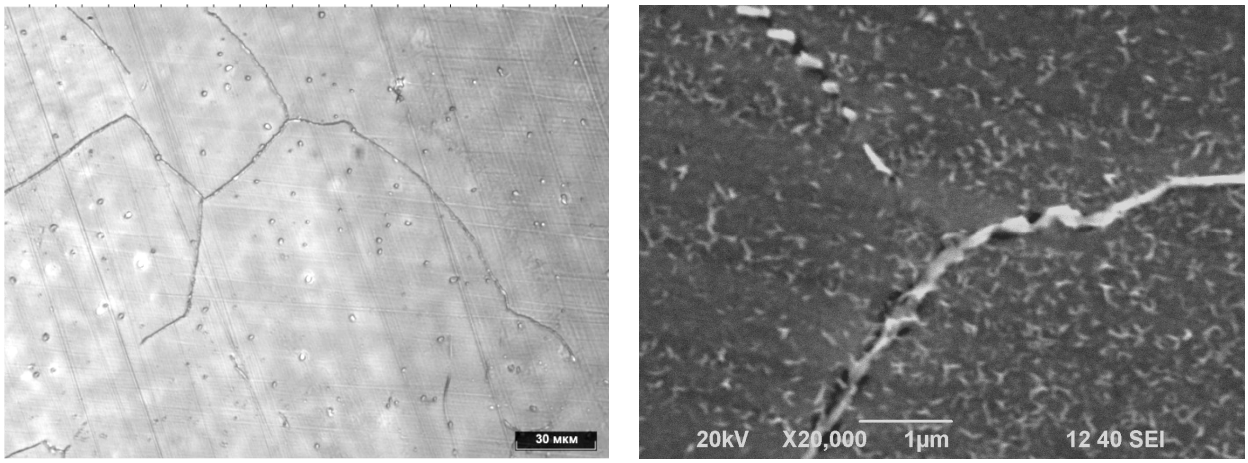
Рисунок 4 – Микроструктура стали в литом состоянии, охлажденная с различными скоростями в температурном интервале выделения вторичных карбидов, х500



а б

а – со скоростью 14,4 град./мин; ×100; б – со скоростью 60 град./мин, ×500

Рисунок 5 – Микроструктура исследуемой стали, формирующаяся с различными скоростями охлаждения в интервале выделения избыточных фаз



а б

а – оптический микроскопия, ×500; б – РЭМ, изображение во вторичных электронах, ×20000

Рисунок 6 – Микроструктура исследуемой стали, формирующаяся со скоростью охлаждения в интервале выделения избыточных фаз 327,6 град./мин

Еще большее увеличение скорости охлаждения (более 300 град./мин) приводит к выделению округлых карбидов по границам зерен толщиной до 0,3 мкм. При таких высоких скоростях охлаждения происходит частичное нарушение целостности выделяющейся карбидной сетки и ее дробление на цепочку несвязанных равноосных высокодисперсных карбидов. Карбиды, выделяющиеся при таких высоких скоростях охлаждения внутри зерен аустенита, имеют округлую форму и размер порядка 1 мкм (рисунок 6).

Выводы.

Независимо от скорости охлаждения происходит выделение вторичных карбидов, как по границам зерен, так и внутри их.

Скорость охлаждения в интервале выделения вторичных карбидов существенно влияет на формирование структуры литой стали Гадфильда.

При скоростях охлаждения около 14 град./мин формируется сплошная грубая цементитная сетка по границам зерен аустенита толщиной до 30 мкм. Увеличение скорости охлаждения до 60 град./мин приводит к уменьшению толщины сетки по границам зерен до 3–5 мкм; до 108 град./мин – до 1–2 мкм соответственно. Высокие скорости охлаждения в интервале выделения вторичных карбидов (свыше 300 град./мин) формируют микроструктуру с частично нарушенной целостностью карбидной сетки по границам зерен и толщиной 0,3 мкм.

Внутризеренные карбиды постепенно уменьшаются в размерах и стремятся к равноосной форме по мере увеличения скорости охлаждения в исследуемом интервале.

Реализация высоких скоростей охлаждения при изготовлении изделий (например, литье в кокиль) способствует получению литой структуры, которую нет необходимости подвергать термической обработки для снижения хрупкости.

Библиографический список

1. Сысоев, А.М. Рафинирование и модифицирование стали 110Г13Л комплексом титан-боркальций / А.М. Сысоев, В.В. Бахметьев, В.М. Колокольцев // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. - 2008. - № 1. - С. 43-45.

2. Колокольцев, В.М. Исследование структуры и свойств железоуглеродмарганцевых сплавов / В.М. Колокольцев, П.С. Лимарев // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. - 2005. - № 3. - С. 41-45.

3. Vdovin, K.N. Structure changes of chromium-nickel indefinite cast irons in heating / K.N. Vdovin, D.A. Gorlenko, A.N. Zavalischin // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. - 2013. - № 5. - С. 9-11.

4. Термическая обработка марганцевой стали [Электронный ресурс], - http://flightbook.ru/bio/metally-i-splavy/termicheskaya-obrabotka-margancevoj-stali.html - статья в интернете.

5. Гадалов, В.Н. Абразивная износостойкость металлических материалов с цементитосодержащими структурами / В.Н. Гадалов, А.А. Афанасьев, Д.Н. Романенко, Ю.В. Болдырев, Л.Г. Рагулина, С.В. Шеставина // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. - 2011. - № 4. - С. 45-49.

6. Колокольцев, В.М. Температурные поля системы отливка-литейная форма в условиях неравновесной кристаллизации комплекснолегированных сплавов / В.М. Колокольцев, К.Н. Вдовин, А.С. Савинов, Е.В. Синицкий // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. - 2014. - № 1. - С. 28-31.

7. Копцева, Н.В. Использование программного продукта Thixomet PRO для количественного анализа ультрамелкозернистой структуры низко- и среднеуглеродистой стали, подвергнутой равноканальному угловому прессованию / Н.В. Копцева, М.В. Чукин, О. А. Никитенко // Металловедение и термическая обработка металлов. 2012. № 8. С. 12-17.

УДК: 621.7.014.016.3:519.217

МЕТОД МОДЕЛИРОВАНИЯ ПРОЦЕССОВ ХОЛОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ С УЧЕТОМ МИКРОСТРУКТУРЫ СТАЛИ

Константинов Д.В., Корчунов А.Г.

Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, г. Магнитогорск, Россия, const_dimon@mail.ru, agkorchunov@mail.ru

Аннотация. *В статье предложен метод моделирования осесимметричных процессов холодной пластической деформации с учетом микроструктуры обрабатываемой стали. Описаны результаты апробации метода применительно процессу волочения стальных прутков из стали марки 20. Проведен сравнительный анализ параметров напряженно-деформированного состояния и их распределения на макро- и микроуровне деформируемого металла в деформационной зоне. В отличие от макромодели микромодель позволила получить уточненные значения параметров НДС и обнаружить множественные локализации напряжений и деформаций вследствие взаимодействия микроструктурных составляющих.*

Ключевые слова: *мультимасштабное моделирование, репрезентативный объем, микроструктура, напряженно-деформированное состояние, волочение, калиброванная сталь*

SIMULATION METHOD OF COLD DEFORMATION PROCESSES WITH TAKING INTO ACCOUNT THE STEEL MICROSTRUCTURE

Dmitrii Konstantinov, Aleksey Korchunov

[1]Nosov Magnitogorsk state technical university, Magnitogorsk, Russia, const_dimon@mail.ru, agkorchunov@mail.ru

Abstract: *This paper proposes a method for simulation of axisymmetric cold plastic deformation processes with allowance for the microstructure of steel. The results of the method approbation relating to rod drawing process for low carbon non alloy steel (0,2 % carbon) are described. A comparative analysis of the stress and strain state parameters and their distribution at macro and micro levels of a metal in the deformation zone was carried out. The micro model, in contrast to the macro model, has allowed more accurate values of stress and strain state to be obtained and multiple stress and strain localizations to be revealed due to the microstructural constituent interaction.*

Key words: *multiscale modeling, Representative Volume Element, microstructure, stress-strain state, drawing, sized steel.*

Введение

Компьютерное моделирование процессов обработки металлов давлением является одним из ключевых инструментов инженерного проектирования, который позволяет многократно снизить трудоемкость процесса разработки новых технологий [1]. Традиционными расчетными методами при этом являются метод конечных элементов и метод клеточных автоматов, каждый из которых позволяет достичь необходимой степени точности расчета напряженно-деформированного состояния (НДС) металла в зависимости от целей и задач моделирования [2 – 3].

Традиционным подходом к моделированию процессов ОМД является представление обрабатываемого металла изотропным материалом. Подобный подход позволяет снизить трудозатраты процесса подготовки модели, ее расчетное время, необходимые исходные данные и расчетные ресурсы. С развитием новых современных материалов [4] и методов обработки металлов давлением требования к точности прогнозирования компьютерных моделей существенно выросли. Проблема повышения точности моделирования является актуальной для процессов холодной пластической деформации, где параметры НДС являются главным определяющим фактором как формирования конечных свойств продукции, так и стабильности процесса обработки. Для получения более полной и достоверной информации о НДС металла в деформационной зоне в процессах холодной пластической деформации появилась объективная необходимость учета микроструктуры обрабатываемого материала.

Это в свою очередь привело к появлению концепции многоуровневого протекания пластической деформации [5], согласно которой пластическая деформация в металлах и сплавах протекает на

различных иерархически организованных масштабно-структурных уровнях. Данный концептуальный подход стал систематизацией сформированных представлений об осуществлении и локализации пластической деформации на различных масштабных уровнях. В ходе развития многоуровневого подхода был доказан тот факт, что изучение микроуровня напряженно-деформированного состояния не может осуществляться без оценки макроуровня, и наоборот. В настоящее время результаты исследований [6] демонстрируют недостаточную прогнозирующую способность моделей с исключительно изотропным представлением деформируемого материала. Более того, описать ряд современных сталей (таких как стали классов TWIP, DP, TRIP) с позиции изотропного материала не представляется возможным, так как в таком случае при моделировании холодной пластической деформации не будут учитываться главные технологические особенности микроструктурного поведения этих материалов.

Двухуровневая концепция описания пластической деформации легла в основу создания мультимасштабных моделей, расчет которых основан на парном взаимодействии макромодели (традиционная модель изотропного материала) и модели репрезентативного объема (модель участка микроструктуры). Первая модель позволяет получить общую информацию о макронагрузках и макродеформациях, которые испытывает деформируемый металл, а вторая модель отражает поведение отдельного микрообъема металла в конкретной точке макромодели под воздействием этих нагрузок.

Таким образом, развитие методов мультимасштабного моделирования является актуальной теоретической задачей ОМД, одному из вариантов решения которой посвящена данная статья.

Метод моделирования

Авторами предложена методика мультимасштабного моделирования процессов холодной пластической деформации с применением программного комплекса Abaqus, включающая в себя следующую последовательность действий:

1. Создание макромодели. Под макромоделью понимается традиционная КЭ модель с представлением обрабатываемого металла как изотропного материала.

2. Формирование сетки макромодели. Плотность сетки макромодели увеличивается в местах размещения микроуровневых моделей. Установлено, что калькуляционные ошибки при передаче данных между макро- и микромоделью предельно минимизируются, если место расположения будущего репрезентативного объема микроструктуры покрыто сеткой 80х80 или 100х100 элементов без привязки к их глобальному размеру.

3. Получение фотографии микроструктуры высокого разрешения с использованием лабораторных металлографических исследований и ее преобразование в бинарное, растровое черно-белое изображение посредством графических редакторов и использования их базовых графических фильтров

4. Конвертация полученного изображения в любой программный комплекс САПР (например, SolidWorks) в качестве геометрического объекта.

5. Импортирование геометрического объекта репрезентативного объема в CAE модель Abaqus.

6. Формирование расчетной сетки на полученном геометрическом объекте и присвоение элементам сетки каждой микроструктурной составляющей механических свойств.

7. Ориентация созданного репрезентативного объема микроструктуры в месте уплотненной сетки макромодели и осуществление расчета полученной мультимасштабной модели.

Апробация и результаты

Для апробации предложенной методики был выбран процесс осессиметричного деформирования методом волочения. Процесс однократного волочения прутков (с диапазоном размеров от 5 до 40 мм) с относительно невысокими обжатиями (1 – 2 мм) является одним из наиболее важных процессов для современного машиностроения [7 – 9]. В данном случае конечным продуктом выступают различные оси, валы и стержневые конструкции, которые обычно подвергаются статическим и циклическим нагрузкам на протяжении всего срока эксплуатации.

Изучали процесс волочения прутков из низкоуглеродистой нелегированной стали марки 20 (Yield strength = 400 MPa) с феррито-перлитной структурой с исходного диаметра 38мм на диаметр 35 мм. Тип модели: упругопластическая. Трение описывалось законом Кулона-Амонтона с коэффициентом трения 0,05. Сетка макромодели включала в себя 26000 элементов. Скорость волочения была равна 500 мм/с.

Репрезентативный объемный элемент имел размер 0,5х0,4 мм, который соответствовал стандартному размеру фотографий микроструктуры стали марки 20. Для создания геометрии модели изображение микроструктуры (рисунок 1, а), полученное посредством оптической микроскопии, было обработано стандартными фильтрами в графическом редакторе, вычищено от незначительных несовершенств в виде сверхмелких включений и преобразовано в растровое бинарное черно-белое изображение (рисунок 1, б). После всех процедур предварительной обработки процентное соотношение

между объемами структурных элементов не изменилось. Полученное изображение было покрыто треугольной КЭ сеткой с треугольными элементами (рисунок 1, в).

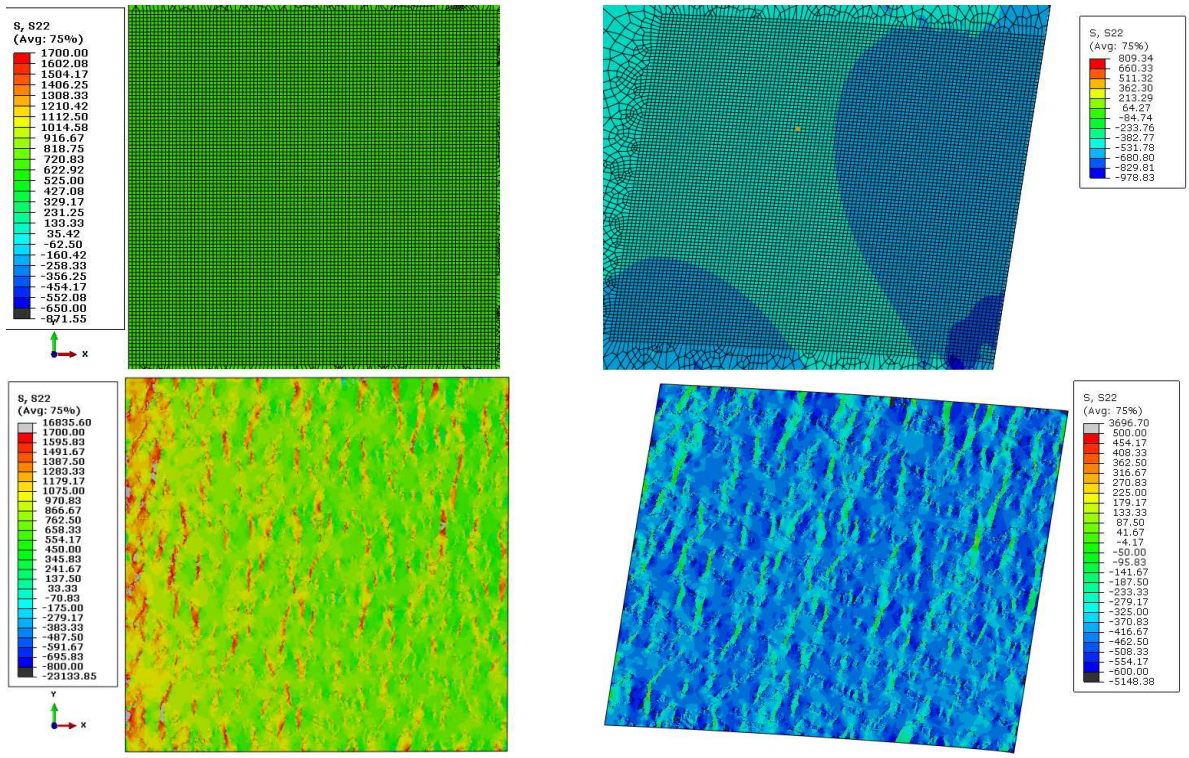
а б в

а – фото микроструктуры; б – черно-белая версия; в – конечно-элементная модель

Рисунок 1 – Стадии создания модели

Для сравнительного анализа точности прогноза макро и микро моделей исследовали осевые продольные (s22) и радиальные (s11) напряжения, как наиболее важные с технологической точки зрения.

Продольные осевые напряжения в поверхностном слое металла в макромодели (рисунок 2, б) имели диапазон от – 400 до – 700 МПа. На микроуровне того же участка металла данный диапазон был схожим (от – 325 до – 600 МПА), однако микромодель позволила идентифицировать множественные локализации напряжений с околонулевыми (от – 100 до – 50 МПа) значениями. Данные напряжения были локализованы в зернах перлитной фазы.



а б

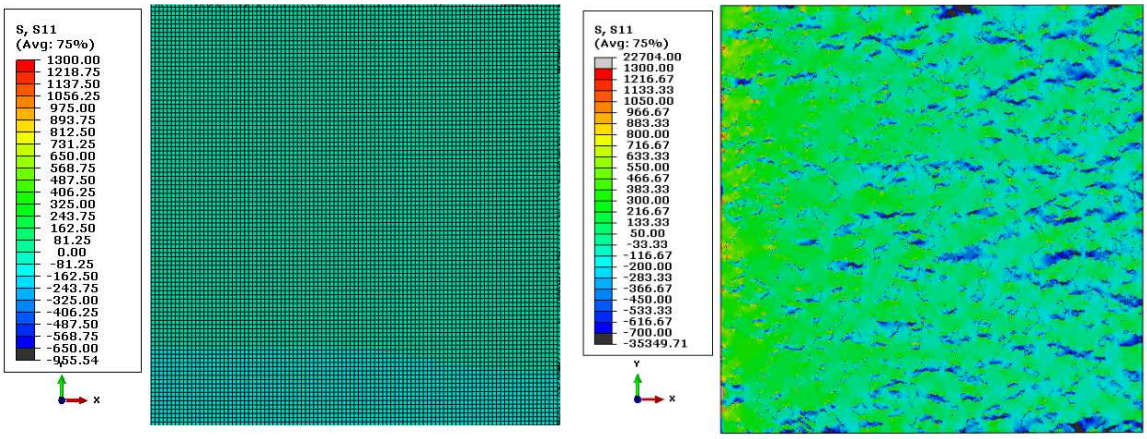
а – в центральных слое; б – на поверхности

Рисунок 2 – Распределение продольных напряжений в макро и микро модели

В макромодели продольные напряжения в центральных слоях металла (рисунок 2, а) имели постоянный уровень около 500 МПа. При этом на микроуровне тот же участок металла имел более

разнородный уровень напряжений: более прочная фаза перлита стала локализатором осевых напряжений в диапазоне 1700 – 1100 МПа. При этом локализованные на оси прутка в отдельных фазах напряжения имели неблагоприятно высокий уровень. Форма данных локализаций напоминала классические шевронные разрывы, которые обычно имеют место в ходе реальных промышленных процессов осесимметричного деформирования.

Совершенно иная ситуация наблюдалась в отношении радиальных напряжений в центральных слоях металла. Средний уровень радиальных напряжений в центральных участках металла на макро- и микроуровнях был также сравнительно схожим. При этом распределение НДС в объеме металла макромодели качественно отличалось от значений микромодели.



а б

Рисунок 3 – Распределение радиальных напряжений в макро- (а) и микро- (б) моделях

На макроуровне (рисунок 3, а) в центральных слоях металла радиальные напряжения были равны 150 – 180 МПа, чего теоретически недостаточно для осуществления какой-либо деформации данной стали в случае описания ее как изотропного материала. Однако на микроуровне (рисунок 3, б) на поверхности зерен перлита были сконцентрированы высокие значения сжимающих радиальных напряжений (от – 600 до – 750 МПа), а в зонах с более плотным распределением перлита сжимающие напряжения (от – 250 до – 400 МПа) концентрировались также и в прилегающей к нему ферритной фазе. Создаваемый в зернах перлита уровень радиальных напряжений был недостаточным для их деформации, но при этом ферритная фаза под нагрузкой, создаваемой зернами более прочной перлитной фазы, претерпевала достаточно высокие сжимающие деформации. Причем в местах, где ферритная фаза не была стеснена скоплением зерен твердого перлита, радиальные деформации имели значение от – 0,09 до – 0,07 (рисунок 4, В), а в местах скопления перлитных зерен – от – 0,15 до – 0,33 (рисунок 4, А). При этом в макромодели центральные слои получали минимальные степени радиальной деформации: – 0,01 до – 0,02.

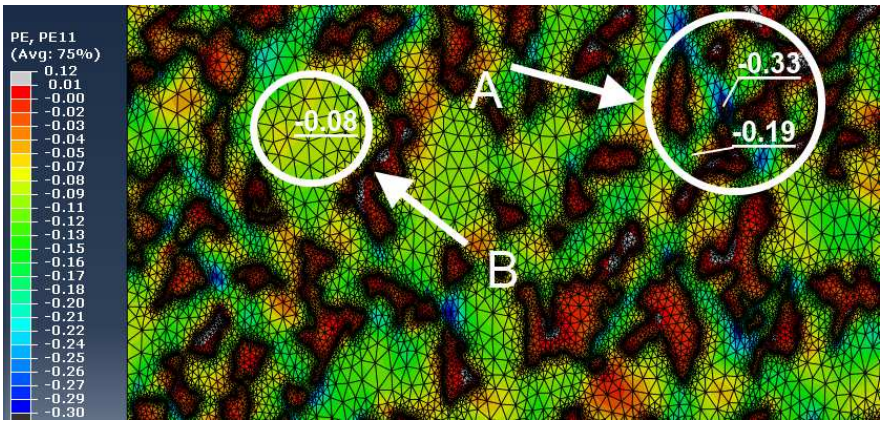


Рисунок 4 – Распределение радиальных деформаций в центральном слое деформационной зоны прутка

Данные результаты расчета НДС металла на микроуровне объясняются тем, что на микроуровне обычные углеродистые стали являются композитом из мягкой и твердой фаз. При моделировании процессов ОМД с позиции изотропного материала принимается лишь усредненный уровень свойств. Следовательно, в случае моделирования подобных материалов с принципиально различающимся поведением фаз в условиях деформационной нагрузки, разница в результатах между численными параметрами НДС на макро- и микро уровнях металла будет тем больше, чем меньше будет разница между процентным соотношением этих фаз. Так, например, высоко- или низкоуглеродистые стали на микроуровне являются материалами, максимально приближенными по свойствам к изотропных. Однако при моделировании процессов обработки среднеуглеродистых сталей, где микроструктурные компоненты находятся в более уравновешенных пропорциях и формируют более сложные композиции, традиционное изотропное описание материала будет значительнее снижать прогнозирующую способность результатов модели.

Заключение

Предложен метод моделирования осесимметричных процессов холодной пластической деформации с учетом микроструктуры обрабатываемой стали. Использование данного метода применительно к процессу волочения стальных прутков из стали марки 20 позволил получить не только более точные, но и качественно иные параметры НДС и их распределение:

1. Микромодель позволила обнаружить высокие растягивающие продольные напряжения на оси прутка, а макромодель не продемонстрировала никаких очагов неблагоприятного НДС;

2. На микроуровне деформируемого металла были обнаружены множественные локализации сжимающих радиальных деформаций (от минус 0,08 до минус 0,33);

3. Микромодель позволила изучить деформационное взаимодействие элементов микроструктуры между собой, тем самым объяснив наличие более высоких радиальных деформаций в ферритной фазе вблизи большего скопления перлитных зерен.

Дальнейшим направлением развития предложенного метода является моделирование структурно более сложных современных материалов, таких как стали класса TRIP, DP, TWIP.

Библиографический список

1. Барышников М.П. Анализ программных комплексов для расчета напряженно-деформированного состояния композиционных материалов в процессах обработки давлением / М.П. Барышников, М.В. Чукин, А.Б. Бойко // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. – 2012. – № 4. – С. 72-74.

2. Константинов Д.В., Корчунов А.Г. Мультимасштабное компьютерное моделирование процессов обработки металлов давлением // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова №1, 2015, с. 36 – 43.

3. Барышников М.П. Методы исследования механических характеристик металлов и сплавов в процессах обработки металлов давлением с учетом неоднородности структуры / М.П. Барышников, М.В. Чукин, А.Б. Бойко// Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. – 2014. – № 4. – С. 26 – 31.

4. Wiewiorowska S., The influence of strain rate and strain intensity on retained austenite content in structure of steel with TRIP Effect, Solid State Phenomena, 165, 2010, pp. 216 – 222.

5. Панин В. Е., Гриняев Ю. В., Данилов В. И. Структурные уровни пластической деформации и разрушения. – Новосибирск : Наука, 1990. – 252 с.

6. Hasani, G., Mahmudi, R., Karimi-Taheri, A., 2009, On the strain inhomogeneity in drawn copper wires // International Journal for Materials Forming. – 2011. – № 80. – 388-391.

7. Гун Г.С., Корчунов А.Г., Полякова М.А. и др. Стальная проволока: монография - Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г. И. Носова, 2011. – 689с.

8. Корчунов А.Г., Чукин М.В., Гун Г.С., Полякова М.А. Управление качеством продукции в технологиях метизного производства. – М.: Издательский дом «Руда и Металлы», 2012. – 164 с.

9. Sadok L., Luksza Ł., Majta J. Inhomogeneity of mechanical properties in stainless steel rods after drawing, Journal of Materials Processing Technology, 44, 1994, 129 – 141.

УДК 662.9 : 681.5 : 62-5

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕПЛОТЕХНИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ В ЛИТЕЙНО-ПРОКАТНЫХ МОДУЛЯХ НА УЧАСТКЕ МНЛЗ – НАГРЕВАТЕЛЬНОЕ УСТРОЙСТВО

Бирюков А.Б.[1], Иванова А.А.[2]

[1]Донецкий национальный технический университет,
[2]Институт прикладной математики и механики,
г. Донецк, Украина, birukov.ttf@gmail.com, anna.ivanova@ukr.net

Аннотация. *Выполнен обзор методов моделирования теплотехнических процессов в литейно-прокатных модулях на участке машина непрерывного литья заготовок – нагревательное устройство. Рассмотрены базовые принципы создания комплексных моделей. Систематизированы основные входные, управляющие и управляемые параметры моделируемого процесса. Представлен алгоритм совмещения подсистем формирования непрерывнолитой заготовки и ее тепловой обработки перед прокаткой.*

Ключевые слова: *литейно-прокатный модуль; совмещение разливки-прокатки; непрерывная разливка; печь; тепловой режим; математическая модель.*

MATHEMATICAL MODELING OF THERMO-TECHNICAL PROCESSES IN THE FOUNDRY-ROLLING UNITS ON A PLOT OF CCM - HEATING DEVICE

Biriukov Alexey Borisovich[1], Ivanova Anna Alexandrovna[2]

[1] Donetsk National Technical University,
[2] Institute of Applied Mathematics and Mechanics,
Donetsk, Ukraine, birukov.ttf@gmail.com, anna.ivanova@ukr.net

Abstract. *The review of the methods of modeling the thermo-technical processes in the casting and rolling modules at the section of the billet continuous caster – heating device has been carried out. The basic principles of creating the comprehensive models have been considered. The main input, controlling and controlled parameters of the modeled process have been systematized. The algorithm of the combination of subsystems of continuously cast billet forming and thermal treatment before rolling has been presented.*

Key words*: casting and rolling module, casting and rolling combination, continuous steel casting, furnace, thermal conditions, mathematical model.*

Введение**.** Освоение ресурсосберегающих технологий и автоматизация производства для получения высококачественной продукции являются одними из первоочередных задач развития металлургической отрасли.

В настоящее время в мире свыше 94 % металла производится с использованием технологии непрерывной разливки. В развитых странах эта доля близка к 100 % [1].

В большинстве производств после непрерывной разливки слиток охлаждается на холодильнике, а только затем транспортируется в прокатные цеха, где вновь подвергается нагреву перед обработкой давлением. При этом имеют место значительные потери тепла. Для решения задачи использования внутреннего тепла непрерывнолитой заготовки непосредственно после разливки была предложена технология прямой прокатки, или другими словами совмещения процесса непрерывного литья и прокатки [2]. Созданные по этому принципу машины получили название непрерывные литейно-прокатные агрегаты (ЛПА) или литейно-прокатные модули (ЛПМ).

Наибольшее распространение такие агрегаты получили в цветной металлургии. В настоящее время ЛПМ успешно разрабатываются несколькими ведущими машиностроительными фирмами мира [2]. Лидером в создании ЛПМ (по объему разработок и количеству реализованных агрегатов) является фирма «SMS-Demag».

Совмещение разливки с прокаткой позволяет значительно сократить расход энергии на получение единицы готового проката. При этом возможны следующие варианты совмещения процессов с достижением энергосберегающего эффекта [3]:

– непрерывнолитые заготовки после МНЛЗ не остывают до температуры окружающей среды, а в горячем состоянии передаются в нагревательную печь проходного типа для догрева до температурного состояния, необходимого для начала прокатки; частным случаем такой технологии является индукционный догрев металла вместо нагрева в газовой печи;

– температурно-скоростной режим разливки стали на МНЛЗ гарантирует среднемассовую температуру металла, достаточную для прокатки; в этом предельном случае промежуточный подогрев не нужен, а необходимо только выравнивание температурного поля по толщине и объему заготовок и, возможно, их термостатирование.

При совмещении процессов разливки и горячей прокатки может возникать ряд проблем. Одна из основных связана с невозможностью инспекции поверхности заготовок после МНЛЗ и зачистки трещин, как это имеет место в разомкнутом технологическом цикле. В этом случае к температурно-скоростным режимам непрерывной разливки предъявляются повышенные требования – необходимо исключить появление внутренних и поверхностных трещин [4]. Также серьезной проблемой является выбор параметров тепловой обработки металла в печи для качественной синхронизации работы МНЛЗ и прокатного оборудования. Поэтому важной задачей является наличие научно-практического инструмента для высокоточного определения остаточного теплосодержания заготовки после МНЛЗ и соответственно количества тепла, которое необходимо подвести для ее догрева перед обработкой давлением.

Основные типы ЛПМ. Существуют два варианта объединения технологических этапов непрерывной разливки и прокатки [3]:

совмещение разливки и прокатки без разрезания полосы, т.е. полностью непрерывная сквозная технология разливки – прокатки;

совмещение разливки и прокатки с разделением непрерывнолитой полосы на заготовки определенной длины.

После выхода заготовки из МНЛЗ необходимо таким образом провести ее тепловую обработку, чтобы среднемассовая температура заготовки и перепад температуры по ее толщине (объему) соответствовали требованиям прокатного оборудования. Эта задача может быть выполнена при помощи одного агрегата для тепловой обработки, но обычно речь идет о нескольких агрегатах. Например, комплекс оборудования для тепловой обработки ЛПМ на участке совмещения (между МНЛЗ и прокатным станом) может состоять из подогревательной и термостатирующей печей для нагрева до необходимой температуры и выравнивания температуры по ее длине и сечению, а также подвижных термостатических печей для доставки заготовок на прокатный стан.

Как правило, основной режим работы нагревательного агрегата ЛПМ – работа с «горячего» посада (до 90 %) и только в исключительных случаях (10 %) работа с «холодного» посада. В качестве нагревательных агрегатов используются газовые печи с шагающим подом или специальные индукционные нагреватели. Выбор одного из этих типов нагревателей производится индивидуально для каждого конкретного случая.

*Математическое моделирование теплотехнических процессов в ЛПМ***.** Моделирование теплотехнических процессов на участке МНЛЗ – агрегат для тепловой обработки возможно при помощи двух отдельных моделей: модели формирования непрерывнолитой заготовки в МНЛЗ [5, 6] и модели тепловой обработки заготовки в печи [7]. При этом необходимо организовать взаимный обмен данными. Однако очевидно, что для создания алгоритмов прогнозного управления в рамках АСУ ТП целесообразно создание единой математической модели процессов непрерывной разливки стали и тепловой обработки заготовок [8].

В открытом доступе опубликовано относительно мало работ, посвященных комплексному математическому моделированию рассматриваемых вопросов. Основными среди них являются [3, 9]. Их особенностью является то, что при представлении комплексной модели в них доминирует рассмотрение подсистем, относящихся к МНЛЗ.

В работе [3] общая модель ЛПМ декомпозирована на 6 подсистем, отвечающих этапам первичного охлаждения, вторичного охлаждения, совмещения процессов разливки и прокатки (тепловая обработка заготовок происходит на этом этапе), прокатки, транспортировки и охлаждения полосы, а также смотки.

В [9] разработаны математические модели, основанные на численном решении дифференциального уравнения нестационарной теплопроводности методом Галеркина с использованием конечно-элементной схемы при выборе базисных функций. Составной частью моделей является методика определения граничных условий по результатам экспериментальных исследований, выполненных в

условиях действующего производства.

При помощи этой разработки в условиях действующего производства ОАО «НЛМК» исследовано тепловое состояние непрерывного слитка при разливке на МНЛЗ (вертикального и радиального типов), передаче на склад слябов, нагреве в методических печах, а также при индукционном нагреве подката перед чистовой группой. Получены зависимости для прогноза температуры слябов перед посадом в методические печи стана 2000. Разработаны математические модели энергетических балансов для действующих агрегатов комплекса «сталь-прокат». Применительно к стану 2000 ОАО «НЛМК» рекомендованы рациональные режимы для низкотемпературной прокатки в зависимости от температуры посада слябов, обеспечивающие экономию топлива за счет снижения температуры за клетью и перераспределения температуры по зонам методических печей.

В [3] рассмотрены основы использования математической модели для управления тепловой работой подогревательной печи. При этом входными параметрами являются: температурное поле сляба при посаде в печь; геометрические параметры (длина, ширина и толщина сляба); скорость входа сляба в зону совмещения. Параметрами управления являются: суммарное обжатие полосы по толщине в зоне совмещения; параметры нагревательного устройства (роликовая печь, индукционная печь, паллетная печь и т.п.); параметры передающих устройств (ролики, трансферкары, «паром», поворотные устройства); температурное поле пространства, образованного нагревательным устройством (режим нагрева); время высокотемпературной выдержки или нагрева. Выходными параметрами являются: среднемассовая температура сляба при выдаче из печи; максимальная разность температур по объёму сляба; разность температур переднего и заднего концов полосы; суммарная длина технологической зоны совмещения; толщина и ширина сляба на выходе из зоны совмещения; скорость выхода полосы из зоны совмещения; время цикла обработки полосы в зоне совмещения; комплекс параметров, характеризующих структуру металла на выходе из зоны совмещения.

Наиболее детально основные подходы к совмещению подсистем математической модели, связанных с процессами формирования непрерывнолитой заготовок и ее тепловой обработкой перед прокаткой, описаны в [8, 10]. Поскольку расчетное поперечное сечение заготовки при движении вдоль технологической оси ЛПМ последовательно проходит участки с различными закономерностями теплообмена, отработано вариантное задание граничных условий теплообмена на поверхности расчетного сечения. При использовании граничных условий третьего рода значение итогового коэффициента теплоотдачи α и температуры среды $T_{ср}$ для конкретных узлов на поверхности расчетного сечения задаются при помощи следующих выражений:

$$\alpha(x,y,z)=\begin{cases}\alpha_1(y,z),\ \text{при } x\le L_1;\\ \alpha_2(y,z),\ \text{при } L_1<x\le L_2;\\ ..\\ \alpha_i(y,z),\ \text{при } L_{i-1}<x\le L_i;\\ ..\\ \alpha_{n-1}(y,z),\ \text{при } L_{n-1}<x\le L_n;\end{cases}$$

$$T_{ср}(x,y,z)=\begin{cases}T_{ср1}(y,z),\ \text{при } x\le L_1;\\ T_{ср2}(y,z),\ \text{при } L_1<x\le L_2;\\ ..\\ T_{срi}(y,z),\ \text{при } L_{i-1}<x\le L_i;\\ ..\\ T_{срn}(y,z),\ \text{при } L_{n-1}<x\le L_n,\end{cases}$$

где x – координата расчетного сечения на технологической оси ЛПМ, м;

y, z – координата конкретного узла на поверхности расчетного поперечного сечения, м;

L_1, L_2, L_i, L_n – длины характерных участков ЛПМ, м;

n – число характерных участков ЛПМ.

Текущее положение расчетного сечения в зависимости от времени определяется как:

$$x(\tau)=..\begin{cases} v_1\cdot\tau \ \text{ при } \tau\le\tau_{\text{пред1}}, \text{ где } \ \tau_{\text{пред1}}=L_1/v_1 \\ L_1+v_2\cdot(\tau-\tau_{\text{пред1}}), \text{ при } \tau_{\text{пред1}}<\tau\le\tau_{\text{пред2}}, \text{ где } \tau_{\text{пред2}}=\tau_{\text{пред1}}+L_2/v_2 \\ .. \\ \sum\limits_{j=1}^{i-1}L_i+v_i\cdot(\tau-\tau_{\text{предi}-1}), \text{при}\,\tau_{\text{предi}-1}<\tau\le\tau_{\text{предi}}, \text{ где } \tau_{\text{предi}}=\tau_{\text{предi}-1}+L_i/v_i \\ .. \\ \sum\limits_{j=1}^{n-1}L_i+v_n\cdot(\tau-\tau_{\text{предn}-1}), \text{при}\,\tau_{\text{предn}-1}<\tau\le\tau_{\text{предn}}, \text{ где } \tau_{\text{предn}}=\tau_{\text{предn}-1}+L_n/v_n \end{cases}$$

где v_1, v_2, v_i, v_n – скорости движения расчетного сечения в пределах характерных участков, м/с; $\tau_{\text{пред1}}$, $\tau_{\text{пред2}}$, $\tau_{\text{пред i}}$, $\tau_{\text{пред n}}$ – время нахождения расчетного сечения в конечных токах соответствующих участков ЛПМ.

Для МНЛЗ скорость движения расчетного сечения численно равна скорости разливки. Для порезки заготовок и всего периода до посадки в печь вводится условная скорость движения $v_{\text{усл}}$, тогда условная длина такого участка определяется в зависимости от времени пребывания заготовки ($\tau_{\text{зад}}$) на нем, как $L_{\text{усл}} = v_{\text{усл}}\cdot\tau_{\text{зад}}$.

Для смежных участков, разделенных прокатным оборудованием, изменение скорости определяется изменением площади поперечного сечения согласно условию сплошности.

Для максимальной информативности результатов математического моделирования тепловой работы ЛПМ, возможности их использования на стадии проектирования таких агрегатов или эффективного управления в [10] введено понятие среднемассовой энтальпии металла.

Энтальпия произвольного элементарного объема металла определяется как

$$i=\begin{cases} Q_{\text{кр}}+T_c\cdot c_{\text{тм}}(T_c)+(t-T_{\text{л}})\cdot c_{\text{жм}}(t) \ \text{ при } t\ge T_{\text{л}} \\ t\cdot c_{\text{тм}}(t) \ \text{ при } t\le T_c \\ c_{\text{тм}}(T_c)+Q_{\text{кр}}\cdot\left(1-\dfrac{T_{\text{л}}-t}{T_{\text{л}}-T_c}\right) \text{ при } \ T_c<t<T_{\text{л}} \end{cases}$$

где $c_{\text{тм}}$, $c_{\text{жм}}$ – удельные массовые энтальпии твердого и жидкого метала соответственно, Дж/(кг·К);

$Q_{\text{кр}}$ – теплота кристаллизации, Дж/кг.

Среднемассовая энтальпия в области расчетного сечения определяется в зависимости от геометрических условий (размерность задачи, форма заготовки и т.д.).

Использование величины среднемассовой энтальпии позволяет путем простых выражений определять количества тепла требуемые для доведения теплового состояние заготовок от исходного состояния до заданного.

Ниже систематизированы типовые задачи, решаемые при помощи предложенного инструментария [10]:

– решение вопроса о достаточности теплосодержания заготовки после МНЛЗ для прямой прокатки без догрева (в случае если это допускается по технологическим соображениям: непрерывнолитая заготовка заведомо не имеет дефектов, которые вызовут отбраковку прокатной продукции, поэтому осмотр и ремонт не нужны). Для этого полученные в результате численных экспериментов данные о среднемассовой энтальпии металла после МНЛЗ сравниваются со значением энтальпии, соответствующим среднемассовой температуре, необходимой для прокатки;

– определение рационального времени выравнивания температурного поля заготовок, обладающих после МНЛЗ достаточным запасом тепла для прокатки, на основе анализа результатов численных экспериментов. Для этого проводятся численные эксперименты для комплекса: МНЛЗ – выравнивание температурного поля, при этом в качестве времени выравнивания задается величина, заведомо превышающая требуемое значение. Из анализа изменения температуры в узлах сетки по толщине заготовки на соответствующей диаграмме делается вывод о том, в какой момент времени достигается приемлемая величина перепада температур, и выравнивание может быть остановлено;

– определение общего количества тепла (тепловой мощности), которое необходимо подвести к металлу заготовок для догрева заготовок, не обладающих достаточным запасом тепла:

– для заготовки: $Q = a \cdot b \cdot L \cdot \rho \cdot (i_{см\,зад} - i_{см\,МНЛЗ})$, Дж ;

– требуемая тепловая мощность агрегата для догрева заготовок, например, для случая полной синхронизации МНЛЗ и стана имеем

$$Q = a \cdot b \cdot v \cdot \rho \cdot (i_{см\,зад} - i_{см\,МНЛЗ}),\ \text{Вт},$$

где a, b – размеры граней заготовки в поперечном сечении заготовки, м;

v – скорость разливки, м/с;

ρ – плотность металла заготовок, кг/м^3;

$i_{см\ зад}$, $i_{см\ МНЛЗ}$ – среднемассовая энтальпия металла заготовок: заданная и после МНЛЗ (или осмотра и ремонта на холодильнике) соответственно, Дж/кг.

– определение средней плотности теплового потока, который необходимо подводить в печном агрегате для догрева материала, при условии реализации этой операции в течение заданного промежутка времени $\tau_н$ (разработаны зависимости для сортовых и слябовых заготовок для условий догрева металла в различных типах печных агрегатов).

– выбор температуры печи, которая позволяла бы достичь заданную среднюю плотность теплового потока на поверхность материала – эту задачу можно решить, используя аналитические подходы (зная начальную температуру поверхности метала и заданный тепловой поток, напрямую рассчитать температуру печи) либо при помощи математической модели, задавая различные значения температуры печи для проведения численных экспериментов и зафиксировав значение температуры печи, позволяющее достичь заданный результат;

– анализ теплового состояния метала заготовок после нагрева на предмет приемлемости полученного значения теплового перепада.

Выводы**.** Вопросы математического моделирования теплового состояния металла в рамках МНЛЗ и в печах по отдельности разработаны достаточно глубоко. Тем не менее, эффективная работа прогнозной модели в рамках АСУ ТП предполагает создание единой модели названных процессов.

Открытые источники содержат достаточно мало работ, посвященных созданию комплексных математических моделей, описывающих теплотехнические процессы в рамках ЛПМ. При этом в представленных работах при изложении доминирует рассмотрение процессов формирования непрерывнолитой заготовки в рамках МНЛЗ, а процессам тепловой обработки металла в печах уделяется намного меньше внимания.

Типовыми задачами, решаемыми при помощи комплексных математических моделей, описывающих теплотехнические процессы на участке МНЛЗ – тепловая обработка заготовок являются: решение вопроса о достаточности теплосодержания заготовки после МНЛЗ для прямой прокатки без догрева; определение рационального времени выравнивания температурного поля заготовок, обладающих после МНЛЗ достаточным запасом тепла для прокатки; определение общего количества тепла (тепловой мощности), которое необходимо подвести к металлу для догрева заготовок, не обладающих достаточным запасом тепла; определение средней плотности теплового потока, который необходимо подводить в печном агрегате для догрева, при условии реализации этой операции в течение заданного промежутка времени $\tau_н$; выбор температуры печи, которая позволяла бы достичь заданную среднюю плотность теплового потока на поверхности металла; анализ теплового состояния заготовок после нагрева на предмет приемлемости полученного значения температурного перепада.

Библиографический список

1. А.Н. Смирнов. 50 лет непрерывной разливке стали в Украине. // Металл и литьё Украины. № 7, 2010, С. 3 – 8.

2. Коновалов Ю.В. Металлургия: учебное пособие: в 3 кн. К. 2 / Ю.В. Коновалов, А.А. Минаев.– Донецк: ГВУЗ «ДонНТУ», 2012. – 496 с.

3. Лисин В.С., Скороходов А.Н. Оптимизация совмещенных литейно-прокатных процессов. М.: Высш. шк., 280с.

4. Демиденко Л.Л., Демиденко Ю.А. Результаты моделирования охлаждения непрерывнолитого слитка с использованием зоны теплоизолирования для применения прямой прокатки. Известия Челябинского научного центра, вып. 2 (15), 2002, С. 44-46.

5. Иванова А.А. 3-D математическая модель температурного поля непрерывного слитка. // Труды ИПММ НАН Украины. – 2011. – Т. 23. – С. 100-109.

6. Borodin A. I., Ivanova A. A. Modeling of the Temperature Field of a Continuously Cast Ingot

with Determination of the Position of the Phase-Transition Boundary. Journal of Engineering Physics and Thermophysics. Vol.87, No 2, March, 2014, pp. 507-512.

7. Бирюков А.Б. Энергоэффективность и качество тепловой обработки материалов в печах / А.Б. Бирюков. – Донецк: Ноулидж, 2012. – 250с.

8. Бирюков А.Б., Иванова А.А. Современные подходы к математическому моделированию теплотехнических процессов в литейно-прокатных модулях на участке МНЛЗ – нагревательное устройство. // "Бюллетень научно-технической и экономической информации "Черная металлургия". 2015. Вып.7 (1387). С.50 – 55.

9. Мазур И.П. Развитие теории и совершенствование технологии производства листового проката на литейно-прокатных комплексах: автореф. дис. на соискание ученой степени докт. техн. наук: спец. 05.16.05 «Обработка металлов давлением»/ И.П. Мазур.– Липецк, 2003. – 40 с.

10. Бирюков А.Б. Теплотехника непрерывной разливки стали и тепловой обработки заготовок / А.Б. Бирюков. – Saarbrücken: LAMBERT Academic Publishing, 2015. – 444 с.

УДК 621.771.23/.24:669.1

СОВРЕМЕННЫЕ ПОДХОДЫ К РАБОТЕ И НАСТРОЙКЕ АВТОМАТИЗИРОВАННЫХ СИСТЕМ ЛИСТОВЫХ ПРОКАТНЫХ СТАНОВ С УЧЕТОМ СТОХАСТИЧЕСКОГО ХАРАКТЕРА ПАРАМЕТРОВ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА

Кожевников А.В., Сорокин Г.А., Кожевникова И.А.

Череповецкий государственный университет,
г.Череповец, Россия, kojevnikovav@chsu.ru

Аннотация: *Представлены результаты исследований, направленных на рассмотрение процесса производства, контроля и управления технологией изготовления листового плоского проката с учетом нестационарности процесса прокатки, стохастичности параметров и возникающих при этом негативных динамических эффектов, предложены подходы к синтезу систем управления и настройки современных прокатных станов.*

Ключевые слова: *Листовой прокатный стан, автоматизированные системы управления процессом прокатки, нестационарность, стохастичность.*

MODERN APPROACHES TO WORK AND SETTING UP AUTOMATED SYSTEMS FOR SHEET ROLLING MILLS TAKING INTO ACCOUNT THE STOCHASTIC NATURE OF THE PROCESS PARAMETERS

Kozhevnikov A.V., Sorokin G.A., Kozhevnikova I. A.

Cherepovets state University
Cherepovets, Russia, kojevnikovav@chsu.ru

Abstract: *The results of studies aimed at reviewing the process of production, control and management technology for manufacturing flat steel sheet with consideration of the instability of the rolling process, stochasticity of parameters and the resulting negative dynamic effects, proposed approaches to the synthesis of control systems and tuning of modern rolling mills.*

Key words*: Sheet rolling mill, automatic control system of the rolling process, nonstationarity, stochasticity.*

Еще со времен Е.Зибеля, Т.Кармана, А.И. Целикова и И.М. Павлова [1 – 4], являющихся основоположниками называемой сегодня «теории прокатки», процесс прокатки стальных листов и полос описывается аналитическими выражениями и рассматривается в статике.

Не смотря на то, что скорости современных прокатных станов могут достигать 20 – 25 м/с с достаточно высокой динамикой переходных режимов, станы оборудуются современными быстродействующими АСУ ТП, настройка стана и адаптация работы систем АСУ по сути происходит с использованием выражений, полученных 70 – 90 лет назад.

Освоение новых марок сталей, подготовка современных инженерных кадров обуславливает корректировку и усовершенствование теории и технологии прокатки применительно к конкретным условиям, а также алгоритмов управления данным процессом.

С учетом вышесказанного хочется выделить ряд работ и авторов [5 – 8], которые на высоком профессиональном уровне в настоящее время развивают положения теории и технологии производства листового проката, однако ни один из них не рассматривает процесс прокатки, контроль и управлением им в динамике, используя в своих работах аналитические модели, которые, безусловно, эффективны при проектировании металлургического оборудования, но в рамках настройки и управления современными прокатными станами эти подходы морально устарели.

Попробуем обосновать вышесказанное утверждение, для этого посмотрим диаграммы процесса прокатки на рисунках 1 и 2. Из диаграмм на рисунках виден уровень колебаний токов, достигающий 2000 А при горячей прокатке, видна нестационарность (колебательность, зашумленность) процесса, что приводит к повышенным потерям электроэнергии, повышению затрат (себестоимости продукции), снижению надежности оборудования и нестабильной работе систем АСУ. Разброс токов в переходных процессах при холодной прокатке может достигать значений 1000 А и более, а зашумление в устоявшемся режиме прокатки до 400А. Кроме того, на разных клетях и при разных режимах, эти значения могут существенно различаться. По сути дела в процессе отработки данных возмущений различные АСУ могут «раскачивать» сами себя.

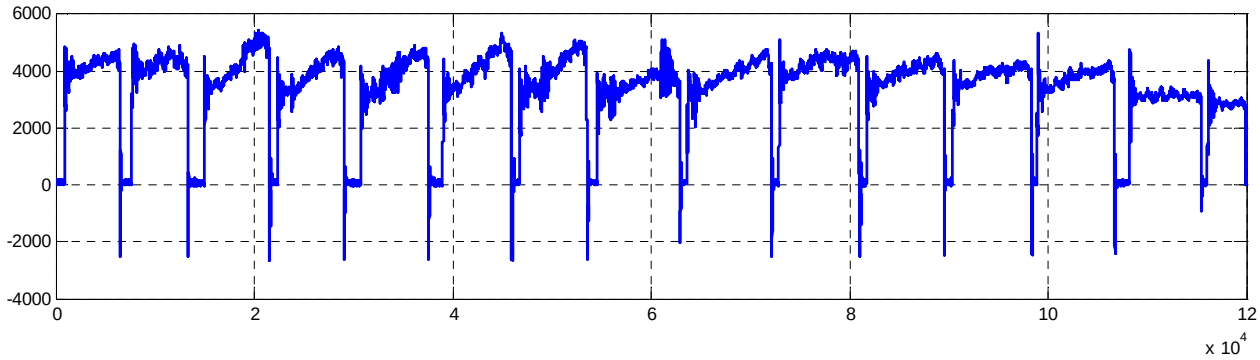


Рисунок 1 – Диаграммы токов якоря двигателя нижнего седьмой клети на широкополосном стане «2000» горячей прокатки ПАО «Северсталь»

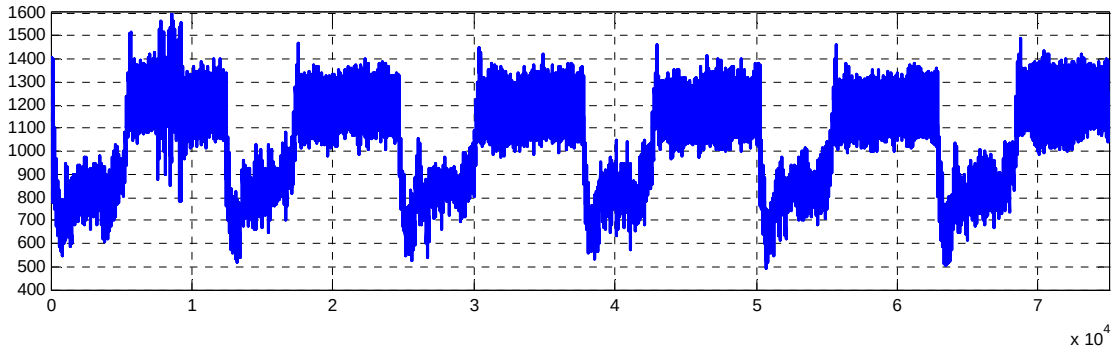


Рисунок 2 – Диаграммы токов якоря двигателя на 5-ти клетевом стане «1700» холодной прокатки ПАО «Северсталь»

Причины данных колебаний различны, одни из них вызваны колебаниями электромеханических систем в линии главного привода и отвечают за возникновение пиковых нагрузок в динамике, другие возмущения вызваны нестабильным характером момента нагрузок при постоянной скорости прокатки.

Указанные колебания могут перерастать в автоколебательные, резонансные эффекты, которые за рубежом специалисты прозвали явлением «*chatter*», данные эффекты негативно сказываются на качестве поверхности прокатываемых полос, вызывая такие дефекты как полосы «поперечной ребристости», «полосы нагартовки» и их аналоги.

При производстве листового проката отмечаются колебания не только энергосиловых, но и технологических параметров процесса, например колебания натяжений, которые могут достигать 20 – 25 % от заданных значений.

Другой не менее актуальной задачей является разработка алгоритмов задания скоростных режимов прокатных станов.

Известно, что прокатка листов осуществляется с *опережением*, то есть скорость полосы на выходе из валков больше, чем скорость валков, при этом должен быть обеспечен закон постоянства секундных объемов. Однако при воздействии вышеописанных колебаний закон постоянства секундных объемов может быть нарушен.

В работе [9] автором проведены поисковые исследования колебания опережений при различных способах прокатки (рисунки 3 и 4), в результате которых выявлено, что при холодной прокатке с учетом колебаний натяжений опережения могут меняться более чем в 2,5 раза.

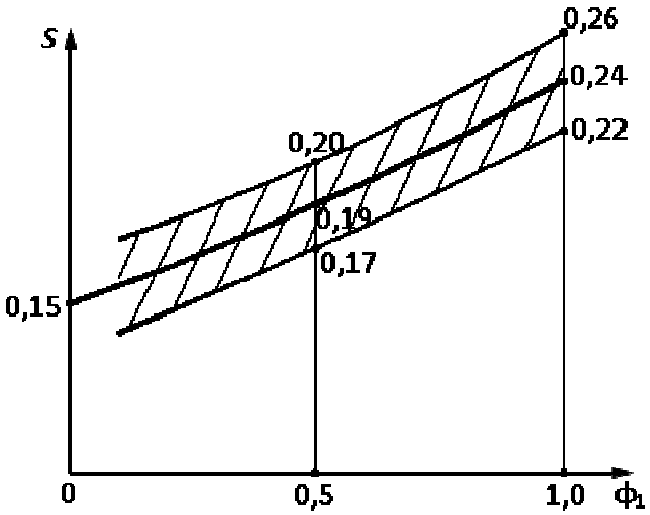


Рисунок 3 – Зависимость опережения от переднего натяжения при горячей прокатке

Исходя из вышесказанного можно сделать вывод о необходимости изменения способов автоматической настройки скоростных режимов стана с учетом динамики соответствующих параметров.

Рассматривая колебания энергосиловых и технологических параметров процесса прокатки нельзя не забывать и о процессах, происходящих в очаге деформации, очевидно, что они тоже колебательные и нестационарные. Однако данный вопрос требует отдельного обсуждения и теоретической проработки.

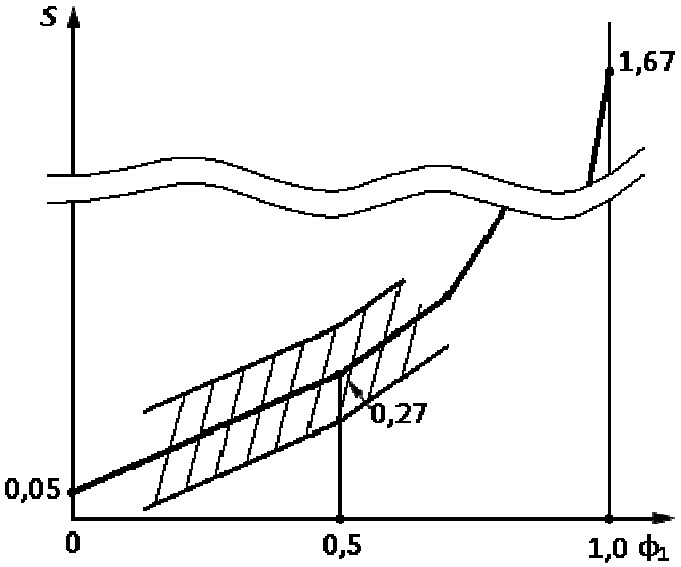


Рисунок 4 – Зависимость опережения от переднего натяжения при холодной прокатке

Кафедры Металлургии, машиностроения и технологического оборудования совместно с кафедрой Электроэнергетики и электротехники Череповецкого государственного университета ведут поисковые и прикладные научные исследования по созданию динамических моделей процесса про-

катки, прогнозированию и диагностике состояния технических систем, корректировке, адаптации и самонастройки алгоритмов АСУ ТП прокатных станов для повышения эффективности технологии, некоторые из этих работ внедрены в производство [10].

Выводы:

1. Большинство существующих методов теоретических исследований и расчета геометрических параметров очага деформации и энергосиловых параметров процесса прокатки основаны на статических моделях, не учитывающих динамический характер процессов обработки металлов давлением, имеющих место в реальных производственных условиях;

2. За последние 15 – 20 лет на многих отечественных и зарубежных непрерывных прокатных станах при освоении проектных скоростей с целью повышения производительности стали возникать негативные динамические явления – резонансные вибрации или автоколебания;

3. Определение кинематических параметров и задание скоростных режимов работы прокатного оборудования при непрерывной прокатке необходимо осуществлять с учетом нестационарности процесса прокатки и динамического характера нагружения;

4. При исследованиях влияния нестационарного характера динамических нагрузок на контактные напряжения и энергосиловые параметры в очаге деформации необходимо оценивать динамику возникающих затрат энергии;

5. Необходимо развивать существующую теорию прокатки в направлении создания динамических моделей процесса и очага деформации.

Библиографический список

1. Karman Th. V. Beitrag sur Teorie des Walzvorgang / Karman Th. V. // Zeit schritt fur Angewandte Mathematik und Mechanic. 1925. - № 2, Т. 5.

2. E. Siebel, Ueber bildsame Formgebung in Rechnung und Versuch, «Stahl und Eisen», 48 (1931).

3. Целиков А.И. Основы теории прокатки. Москва: Металлургия, 1965. – 248 с.

4. Павлов И.М. Теория прокатки: Общие основы обработки металлов давлением. – М.: Металлургиздат, 1950. – 610 с.

5. Василев, Я. Д. Инженерные модели и алгоритмы расчета параметров холодной прокатки [Текст]: монография / Я.Д. Василев. – Москва: Металлургия, 1995. - 368 с.

6. Николаев В.А. Теория прокатки. – ЗГИА, 2007. – 228 с.

7. Гарбер Э.А. Станы холодной прокатки (теория, оборудование, технология). – М.: ОАО «Черметинформация», Череповец: ГОУ ВПО ЧГУ, 2004 – 416с.

8. Кожевникова И.А., Гарбер Э.А. Проблемные аспекты развития методов энергосилового расчета процессов тонколистовой прокатки (в порядке обсуждения) // Производство проката. 2010. № 12. С. 16-24.

9. Кожевников А.В. Исследование возможных колебаний опережения при листовой прокатке // Производство проката. – № 5. – 2013. С. 2 – 8.

10. Кожевников А.В., Сорокин Г.А. Опыт внедрения энергоэффективных режимов работы главных приводов широкополосных станов горячей прокатки // Металлург. – №12. – 2013. – С. 61 – 65.

УДК 669.791: 621.746.019

О КАЧЕСТВЕ ФЛОКЕНОЧУВСТВИТЕЛЬНЫХ НЕПРЕРЫВНОЛИТЫХ ЗАГОТОВОК

Бойченко С.Б., Бойченко Б.М., Синегин Е.В.

Национальная металлургическая академия Украины,
г. Днепропетровск, Украина, kaf.stal@metal.nmetau.edu.ua

Аннотация: *Изучено изменение от плавки к плавке концентрации водорода в флокеночувствительных сталях, выплавленных в дуговой электропечи, при их разливке на МНЛЗ непрерывными сериями. Предложены меры по снижению пораженности сталей водородом.*

Ключевые слова: *дуговая электропечь, водород, флокеночувствительные стали, промежуточный ковш, непрерывная разливка.*

REVIEW OF QUALITY OF FLOKENSENSIBLE CONTINUOUSLY CAST INGOTS

S.B. Boichenko, B.M. Boichenko, E.V. Sinegin

National Metallurgical Academy of Ukraine,
Dnipropetrovsk, Ukraine, kaf.stal@metal.nmetau.edu.ua

Abstract: *A change of hydrogen concentration from ladle to ladle in flokensensible steel grade made by Electric Ark Furnace and cast by CCM in continuous series was studied. The measures for decreasing of steel affected by hydrogen were offered.*

Key words: *Electric Ark Furnace, hydrogen, flokensensible steel grades, tundish, continuous casting.*

Постановка проблемы

Актуальность исследования вызвана существенной в ряде случаев отбраковкой (по результатам ультразвукового исследования) продукции из высокопрочных низколегированных сталей, выплавленных в дуговой электропечи и разлитых на машинах непрерывного литья заготовок.

Авторами обнаружены следующие виды дефектов таких заготовок.

Флокены. В отраженном свете под микроскопом они выглядят как осветленные сфероидальные объемы металла, обогащенного водородом и в высокой степени восстановленного. Известно [1, 2], что атомы металла в результате внедрения протонов водорода приобретают иную структуру электронных оболочек, чем окружающая флокен масса.

При остывании отлитых заготовок происходит обогащение аустенита водородом, так как растворимость его в аустените больше, чем в феррите. При дальнейшем остывании имеют место все увеличивающиеся напряжения в пересыщенной водородом ферритной решетке. Обнаруживаются ограниченные щелевые трещины в кубической пространственно-центрированной решетке – по сути, опасные внутренние надрывы в металле. В принципе, возникновение трещин – это конечный этап развития флокена, который может наступить спустя часы и даже дни после приложения к изделию нагрузки. Флокены необязательно привязаны к неметаллическим включениям.

Дефект, известный почти 100 лет [3] под названием «рыбий глаз». Представляет собой хрупкие округлые зоны, в центре которых наблюдаются газовые пузырьки. Во втором варианте выделение водорода происходит на неметаллических включениях или возле них, и визуально тоже оправдывается такое название. Для дефектов характерны образования пустот вокруг неметаллических включений при медленном испытании на растяжение при, в целом, пластичном материале на поверхности разлома. «Рыбьи глаза» образуются лишь спустя некоторое время. Их не находили при мгновенном разломе или при высоких скоростях деформации, например, во время испытаний на ударную вязкость образца с надрезом или запилом.

Пузыри при травлении металла. Возникают при электрохимическом процессе (кислотная коррозия или электролитический заряд), являются следствием окклюзии атомарного водорода поверхностью материала. Происходит рекомбинация ($2H \rightarrow H_2$) во внутренних объемах дефектов, сопровождающаяся разрывом или разломом материала. Появляются возле поверхности и также без внешнего растяжения или напряжения.

Поры. Возникают вследствие выделения газов и в том числе водорода при снижении растворимости в стали. При повышенных давлении и температуре происходит распад карбидов и образование метана по реакции: $Fe_3C+2H_2 \rightarrow CH_4+3Fe$. Нагнетается высокое внутреннее давление. Стадии повреждения: образование единичных пор, срастание пор в поля, образование рубцов между единичными порами, окончание роста дефектов как результат образования трещин, направленных к поверхности. Сразу ясна и «первая помощь»: обеспечить устойчивость карбидов к воздействию водорода путем легирования сталей хромом.

Замедленный разлом (или коррозия напряжения). Является следствием выделения водорода поблизости или непосредственно в месте будущего разлома. Последний происходит при очень маленькой степени деформации, несмотря на то, что соседние с разломом участки материала не проявляют признаков охрупчивания. Протекает диффузия атомов водорода к местам локального расширения (основа зарубки/насечки, конец трещины, первичная зарубка из-за дырочной коррозии). Имеют место локальный распад решетки, объединение новой трещины с исходной. Все это – на фоне поступательной диффузии водорода в этот регион с повторением описанного процесса. Обнаружен, прежде всего, у высокопрочных оцинкованных винтов и шурупов.

Авторы работ [1-4] завершают обзор накопленных мировой практикой сведений обобщением, суть которого вкратце сводится к следующему. Водород вызывает в стали напряжения. В результате

уже во время проникновения водорода возможна пластическая деформация и берет свое начало докритический рост трещин. У высокопрочных водородсодержащих сталей нагрузки, величина которых намного ниже границы растяжения, уже способны вызвать разлом при малой деформации. При этом разлом может произойти спустя часы или дни после приложения нагрузки. Высокие содержания водорода приводят к вызванному им охрупчиванию, причем трещины, поры, волосовины, раковины и другие макро- и микроскопические несовершенства структуры не исключены на границах единичных зерен прежде всего у высокопрочных сталей.

Таким образом, предотвращение попадания водорода в жидкую и твердую сталь при высоких температурах и принятие мер по его удалению являются актуальной проблемой для качественной металлургии.

Анализ достижений и публикаций

Анализ работ [1 – 9] и др. показывает, что для описания феномена «Водород в стали» существует множество моделей, которые частично противоречат друг другу и подогнаны под картину обнаруженного дефекта.

В проблематике водорода термодинамические закономерности второстепенны, поскольку они основываются на состоянии равновесия.

Кинетические и балансовые зависимости играют решающую роль, но они должны быть экспериментально определены, поскольку теоретические расчеты в большинстве случаев невозможны.

Процессы в промежуточном ковше МНЛЗ в значительной степени определяют качество стальной заготовки, поскольку непосредственно предшествуют ее кристаллизации.

На регламентацию концентраций водорода в стали при непрерывной разливке, определение технологических взаимосвязей в процессе ее пребывания в промежуточном ковше и направлена настоящая работа.

Изложение основных материалов

В цехе, оборудованном одной дуговой электрической печью емкостью 130 т, ковшом-печью, камерным вакууматором и семиручьевой МНЛЗ, вынуждены переводить в металлолом (деклассировать) заметные массы высокопрочной стали из-за пораженности флокенами готовой прокатной металлопродукции сечением до 100 мм. Ультразвуковому контролю подвергают мерные изделия перед отправкой заказчику. Таким образом, обнаружение дефекта в какой-то, даже небольшой части приводит к отбраковке всего изделия и возврату в сталеплавильный цех в качестве металлолома, поскольку продукция немерной длины не может быть продана.

На рисунке 1 приведена такая отбраковка высокопрочной стали марки 35ГС. Брак вследствие обнаружения флокенов в готовой продукции на первых плавках разливаемых серий «плавка на плавку» колеблется от 6 до максимальной величины 15 %. Это потребовало проведения описанных ниже исследований.

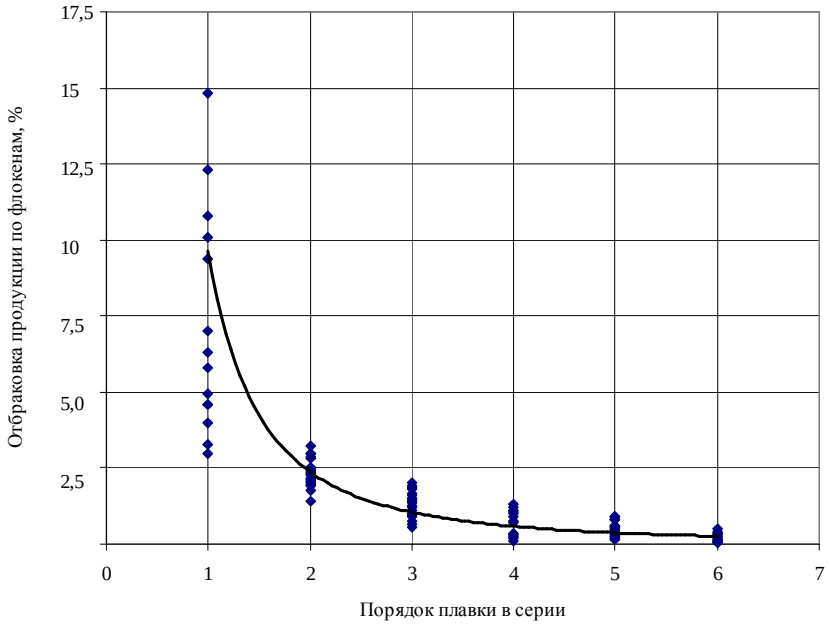


Рисунок 1 – Влияние порядка плавки в серии на брак по УЗИ в стали 35ГС

Для выяснения влияния неметаллических включений на пораженность стали флокенами проведены металлографические исследования образцов прокатной продукции из 1-й плавки серии с 15 % отбраковки.

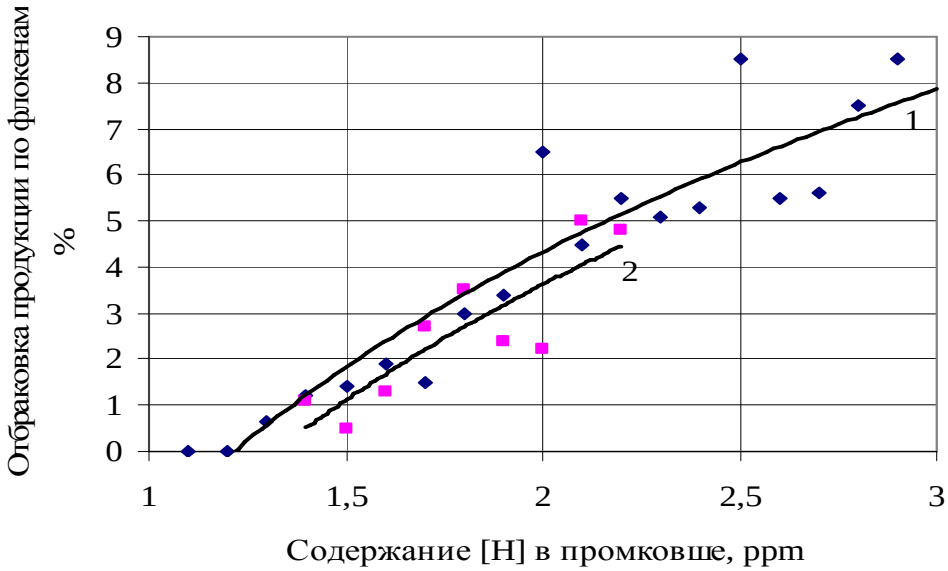
На 12 образцах продукции, полученной из стали первой, второй и последней третей объема сталеразливочного ковша флокены обнаружены изолированными от неметаллических включений и вне всякой связи с месторасположением последних.

В наиболее подверженной флокенам стали марки 35ГС влияние изменения содержаний марганца, серы, алюминия, ванадия и соотношения [Mn]/[S] (в интервале их допустимых для данной марки концентраций) на уровень брака не выявлено.

Проследили за поэтапным изменением содержания водорода в жидкой стали марок 35ГС, 20ГС, 09Г2С. При исходном [H] = 5,0 ppm перед дегазацией его концентрация при вакуумировании постепенно снижается до 1,0 ppm, однако возрастает до 4,0 ppm в промежуточном ковше на первых плавках разливаемых серий и несколько менее – до уровня 0,8 – 2,0 ppm на плавках последующих. Таким образом, «виновниками» возрастания [H] прежде всего на первой плавке в серии и связанной с этим отбраковки по флокенам (рисунок 2) являются условия пребывания стали в промковше. Этим условиям надо уделять серьезное внимание.

В настоящей статье даны результаты повышения температуры дна промковша для более полного удаления парообразной и кристаллической влаги из торкретмассы, нанесенной на его дно и стенки при ремонтах после каждой серии плавок.

Как следует из рисунке 2, существующее в цехе обязательное правило иметь содержание водорода в стали при разливке < 2,5 ppm необходимо, как следует из рисунке 3, пересмотреть в сторону снижения до ≤ 2,0 ppm.



1 – сталь 35ГС;2 – другие марки стали

Рисунок 2 – Зависимость пораженности флокенами стали первой плавки от [H] через 25 минут пребывания металла в промковше

На рисунке 3 представлены изменения температуры днища промковша под слоем торкретмассы толщиной 45 мм при его нагреве и разливке первых 6 плавок в серии «плавка на плавку». Кривые 1, 2, 3 последовательно относятся к разливке стали марки 35 ГС с температурой дна в начале литья соответственно 450 °С (отбраковка на 1-й плавке составила 11,3 %), 600 °С (отбраковка 8,0 %) и 750 °С (отбраковка < 5 %). Четко обнаруживается тесная связь между температурой дна ковша и массой стали, пораженной флокенами. Последняя имеет максимальные величины при температурах ниже 650 °С, поскольку еще не были достигнуты точки разложения брусита $Mg(OH)_2$ являющегося составляющей торкретмасс.

Плавки сталей 35ГС, 20ГС с температурами дна промковша 400 – 750 °С отличаются увеличенным содержанием водорода; через 25 мин от начала разливки [H] = 4,0 ppm (рисунок 4), и пораженность продукции флокенами у стали 35ГС достигает 8,0 %. Но у последующих плавок серии вследствие повышения температуры дна до 800 – 1400 °С к моменту измерения содержания водорода

[H] опускается до ≤ 2,0 ppm, и возврат готовой продукции стремительно снижается.

При высоких температурах дна промковша уровень повышения содержания водорода в стали после завершения камерного вакуумирования к началу разливки также снижается. У первых плавок этот уровень составляет 0,4 – 1,8 ppm через 25 мин от начала разливки и температуре дна промковша 400 – 750 °С, а у последующих плавок с температурой дна 750 – 1400 °С – 0,3 – 0,7 ppm.

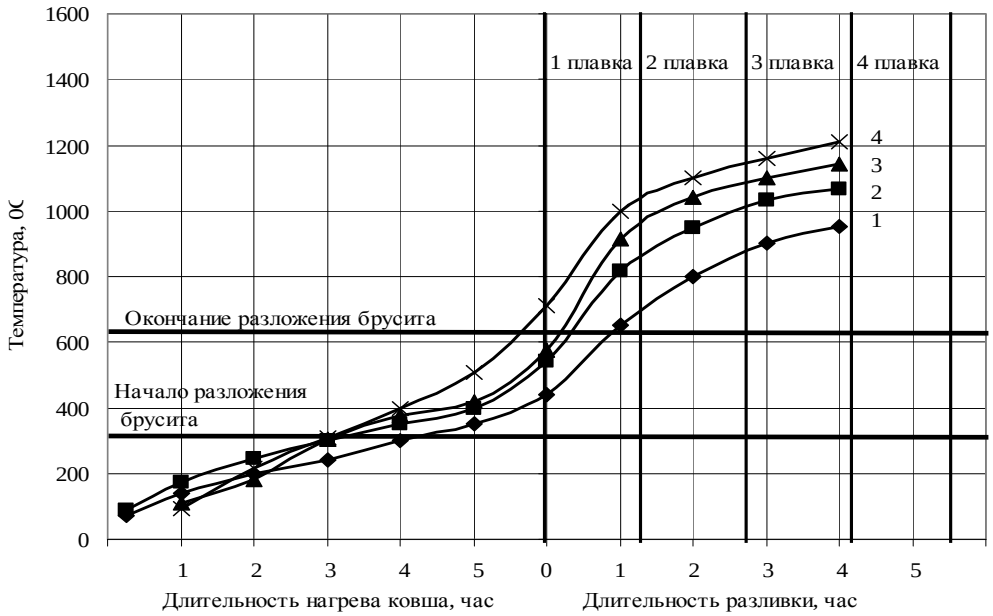
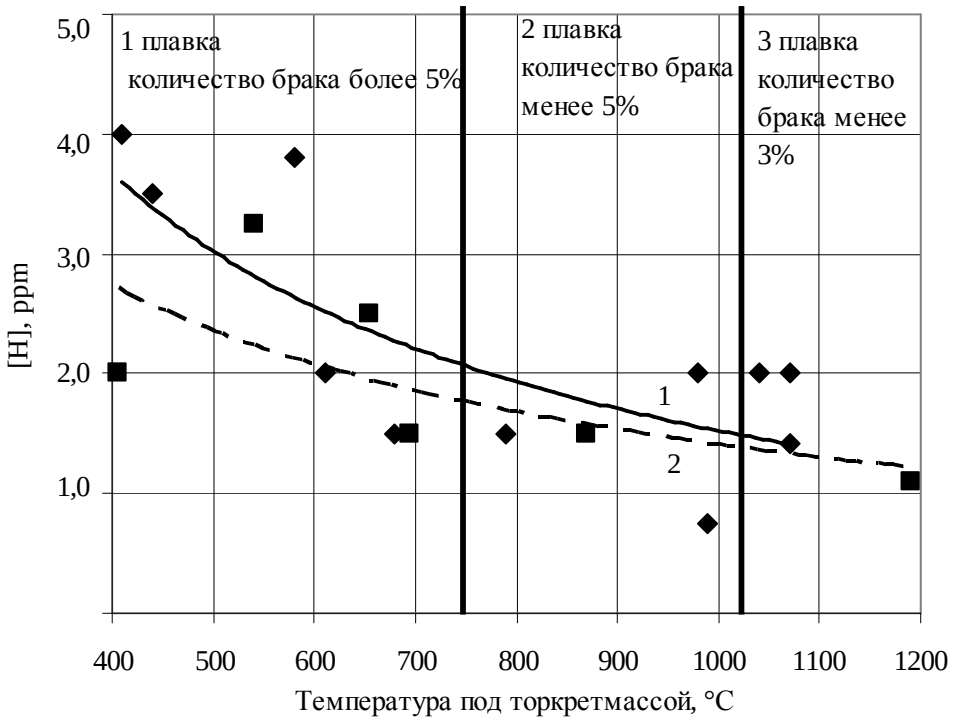


Рисунок 3 – Изменение температуры днища промковша под слоем торкретмассы при его нагреве и разливке стали



толщина футеровки промковша: 1 – 45 мм; 2 – 35 мм

Рисунок 4 – Влияние повышения температуры дна промковша на содержание водорода в стали 35ГС и 20ГС и количество брака по флокенам

Другими словами, можно считать доказанным, что отбраковка по флокенам металлопродукции из первых плавок серий «плавка на плавку» является следствием значимого водородосодержания футеровки промковша после ремонта его перед новой серией.

Источниками газообразной влаги и других соединений водорода являются, очевидно, продукты горения коксового газа при нагреве ковша и брусит $Mg(OH)_2$, входящий в состав торкретмасс. Поэтому оправданным является нагрев промковша перед разливкой стали до температуры его дна более 650 °С.

Авторами обнаружено, что при малом диаметре готовой продукции (менее 50 мм), выдержке непрерывно-литых заготовок в печах на протяжении 20 – 40 ч водород десорбирует и таким образом не приводит к образованию флокенов у стали первых плавок. Такие заготовки изготавливают из стали марки 20ГС. Поэтому планируется в отдельных случаях разливать первую плавку марки 20ГС, а последующие в этой серии – 35ГС, для чего отрегулировать условия работы прокатного стана из-за некоторого смешения сортов.

Выводы

1) Флокеночувствительные стали целесообразно разливать на МНЛЗ при температурах футеровки промежуточного ковша, превышающих температуру удаления из нее как парообразной, так и кристаллической влаги.

2) Содержание водорода в флокеночувствительных сталях при непрерывной разливке не должно превышать 2 ppm.

Библиографический список

1. Галактионова Н.А. Водород в металлах. – М.: Металлургиздат, 1959 – 256 с.

2. Явойский В.И., Кряковский Ю.В., Григорьев В.П., Нечкин Ю.М., Кравченко В.Ф., Бородкин Д.И. Металлургия стали. – М.: Металлургия, 1983. – 584 с.

3. Nagumo H. Function of Hydrogen in Embrittlement of High-strength steels // ISU International. – Vd. 41. – 2001. P. 577-583.

4. Чучмарев С.К., Старчак В.Г., Барт Л.Г. Влияние неметаллический включений на окклюзию водорода сталью в напряженном содержании // Известия АН СССР. Металлы. – 1972. - № 1. – с. 42-44.

5. Мельник С.Г., Быков Е.И. Поведение водорода при производстве низколегированной штрипсовой стали: термодинамический анализ // Журнал «Альтернативная энергетика и экология». – 2004. - № 11. – С. 24-26.

6. Гельд П.В., Рябов Р.А. Водород в металлах и сплавах. – М.: Металлургия, 1974. – 272 с.

7. Гельд П.В., Рябов Р.А., Мохрачева Л.П. Водород и физические свойства металлов и сплавов. – М.: Наука, 1985. – 231 с.

8. Huemer K., Hollerer E., Klösch G. Vacuum treatment in a tank degasser. Operational and metallurgical results //Proceedings 6th Oxygen Steelmaking Conference. – Stockholm. – 2011. – Programme № 3-02 (7 pages).

9. Shin-ya Kitamura. Development on the Japanese steel refining technology in these 15 years // Proceedings 6th European Oxygen Steelmaking Conference. – Stockholm. – 2011. – Programme № JS-3 (12 pages).

УДК 669.054.83; 669.531.5

ОПРЕДЕЛЕНИЕ РАЦИОНАЛЬНОГО ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ РЕЛЬСОВ СТАЛИ МАРКИ Э76ХФ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ТЕПЛА ПРОКАТНОГО НАГРЕВА

Полевой Е.В.[1], Темлянцев М.В.[2]

[1]ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК»,
[2]Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, uchebn_otdel@sibsiu.ru

Аннотация: *На опытной установке проведены эксперименты по дифференцированной термической обработке воздухом с использованием тепла прокатного нагрева рельсов стали марки Э76ХФ трёх химических составов с различным содержанием хрома, марганца и кремния. Исследовано влияние параметров термической обработки на структуру и свойства рельсов. По результатам экспериментов определены рациональные химический состав и режимы термообработки, рекомендуемые для серийного производства дифференцированно термоупрочненных рельсов категории ДТ350.*

Ключевые слова: *рельсы, термическая обработка, микроструктура, механические свойства.*

THE RATIONAL DETERMINATION OF CHEMICAL COMPOSITION AND REGIMES OF HEAT TREATMENT OF RAILWAY RAILS E76HF STEEL USING HEAT ROLLING HEATING

Polevoj E.V., Temlyantsev M.V.*

SC «EVRAZ ZSMK»
Siberian State Industrial University
Novokuznetsk, Russian Federation, uchebn_otdel@sibsiu.ru

Abstract: *On a pilot plant experiments on a differentiated heat treatment by air with use of heat of a rolling heat of rails of a steel of brand «Э76ХФ» of three chemical compounds with the various contents of chrome, manganese and silicium are made. Influence of parametres of a heat treatment on structure and property of rails is examined. By results of experiments the optimum chemical compound and the conditions of hardening recommended for a series manufacturing are defined is differentiated heat-strengthened rails of category «ДТ350».*

Key words*: rails, heat treatment, microstructure, mechanical properties.*

Введение

Термическое упрочнение является одним из эффективных способов повышения эксплуатационных свойств металлопродукции, поэтому на текущий момент большая часть изготавливаемых в мире железнодорожных рельсов подвергается упрочняющей термической обработке [1]. До недавнего времени технологический процесс производства рельсовой продукции на отечественных предприятиях включал отдельный нагрев рельсов перед их объемной закалкой в масле [1 – 3]. По сравнению с закалкой рельсов с использованием тепла прокатного нагрева эта технология более затратна. Однако, как известно, рельсовая сталь обладает высокой флокеночувствительностью [4], поэтому для предотвращения образования флокенов, на момент разработки технологии объемной закалки, рельсы после прокатки подвергали замедленному охлаждению. После внедрения в промышленное производство технологии вакуумирования стали, главная причина образования флокенов – высокое содержание водорода, была устранена. Это позволило без ущерба качеству рельсов применять технологию термической обработки с прокатного нагрева, которая была практически реализована на нескольких зарубежных рельсопроизводящих предприятиях. В 2005 г. на ОАО «НКМК» был введён в эксплуатацию вакууматор, а в 2007 г. было принято решение о проведении поэтапной реконструкции рельсового производства, с внедрением линии дифференцированной закалки воздухом с прокатного нагрева.

С целью определения перспективных химических составов рельсовой стали и режимов термической обработки воздухом рельсов с использованием тепла прокатного нагрева была проведена серия экспериментов по термической обработке рельсовых проб на опытной установке с отдельного и прокатного нагревов. Описание установки, методики проведения экспериментов и их результаты представлены в работе [5]. Результаты экспериментов по термической обработке рельсовых проб из стали марки Э76Ф с прокатного нагрева представлены в работе в работе [6].

Ранее проведенными исследованиями [6] установлено, что при закалке рельсов с прокатного нагрева из стали марки Э76Ф необходимый уровень прочностных свойств и твёрдости достигается при закалке с достаточно высокой скоростью – не менее 4 ^{0}С/с (порядка 4000 мм водн. ст.), при этом пластические свойства находятся на достаточно низком уровне и не удовлетворяют требованиям стандарта. Для повышения комплекса свойств и определения оптимальных, с точки зрения ресурсосбережения, параметров термообработки были проведены опыты по термической обработке рельсовых проб из углеродистой стали легированной марганцем, кремнием, хромом и ванадием.

Материалы и методика исследования.

Объектом исследования в данной работе являются термически упрочненные сжатым воздухом, на опытной установке пробы длиной ~ 400 мм, отобранные от горячекатаных железнодорожных рельсов типа Р65 стали марки Э76ХФ по ГОСТ Р 51685. Прокатку опытных рельсов проводили по действующей технологии. От заднего конца раската на пилах горячей резки отбирали по 2 – 3 пробы. При достижении температуры начала закалки одну пробу охлаждали на опытной установке, остальные, в это время находились в коробе с горячей рельсовой обрезью для предотвращения значительного падения температуры.

Пробы, отобранные на пилах горячей резки с температурой 900 – 940 °С, подвергали подстуживанию до температур 750 – 900 °С и закалке со скоростью до 8 °С/с по различным режимам.

Температуру в процессе проведения экспериментов фиксировали ручным инфракрасным пирометром типа Raynger MX.

После экспериментов из верхней части головки каждой пробы вырезали в соответствии с требованиями ГОСТ Р 51685 образцы для определения твердости методом Бринелля на поверхности катания и по сечению головки, испытания на растяжения и ударный изгиб, микрошлифы для контроля микроструктуры. Испытание на твердость проводили методом Бринелля на твердомере типа ТШ-2М шариком диаметром 10 мм при нагрузке 3000 кгс в соответствии с требованиями ГОСТ 9012-59.

Механические свойства при растяжении определяли на разрывной испытательной машине EU-40 с усилием в 10 т на разрывных цилиндрических образцах диаметром 6 мм и начальной расчётной длиной рабочей части 30 мм, приготовленных в соответствии с требованиями ГОСТ Р 51685 и ГОСТ 1497.

Испытание на ударный изгиб проводили на маятниковом копре МК-15 в соответствии с требованиями ГОСТ 9454 на стандартных образцах размером 10×10×55 мм с U-образным надрезом радиусом 1 мм и глубиной 2 мм при температурах +20 ^{0}С и минус 60 ^{0}С.

Микроструктуру металла выявляли методом электролитического полирования поверхности микрошлифа в 5 % уксусном растворе хлорной кислоты, и травлением в 4 % спиртовом растворе азотной кислоты.

Разработка химического состава для проведения исследования

Разработку опытных химических составов проводили на основе рельсов категории Т1 (НЭ), микролегированных ванадием в количестве 0,07 – 0,08 %. Традиционно в рельсовую сталь вводят марганец и кремний, которые способствуют повышению прочностных свойств стали. Однако как показали исследования [6], закалка воздухом, ввиду низкой его охлаждающей способности, рельсов, содержащих ~ 0,30 % кремния и до 0,90 % марганца не обеспечила достижение сбалансированного комплекса свойств, отвечающего требованиям нормативной документации. Поэтому, для достижения требуемого стандартом комплекса свойств потребовалось дополнительное легирование рельсовой стали аустенит-стабилизирующими элементами.

Одним из наиболее доступных и широко распространенных элементов, повышающих прокаливаемость и закаливаемость стали, является хром. Для достижения необходимого комплекса свойств при умеренных режимах термообработки минимальный уровень содержания хрома ограничили на уровне 0,35 – 0,40 %. При этом следует отметить, что хром оказывает существенное влияние на свариваемость стали, что особенно важно в виду ежегодного увеличения протяженности сварного пути на сети магистралей ОАО «РЖД», поэтому при разработке химического состава верхний предел содержания хрома ограничили на уровне 0,50 – 0,55 %.

Исходя из указанных выше соображений, были предложены варианты опытных сталей № 1 и № 2 которые близки по химическому составу рельсам категории Т1(НЭ) текущего производства и отличались содержанием хрома, количество которого составило 0,42 % и 0,55 % соответственно.

На основании проведенных ранее опытов [5] по закалке воздухом с отдельного нагрева, было установлено, что оптимальное соотношение прочностных и пластических свойств достигается на рельсах из стали с повышенным содержанием кремния, при умеренном содержании марганца и хрома, на основании этого был разработан опытный вариант химического состава № 3 отличающийся относительно химических составов № 1 и 2 более низким содержанием марганца (0,78 %), более высоким содержанием кремния (0,55 %) и умеренным содержанием хрома (0,46 %).

Для проведения опытов по термической обработке, на основании разработанных рекомендаций были выплавлены три опытных плавки О74, О77, О76. Выплавку опытного металла проводили в дуговых 100 т электродуговых печах. Разливку вакуумированного металла проводили на МНЛЗ на заготовки сечением 300×330 мм. Нагрев НЛЗ в ПШБ и прокатку проводили по действующей технологии производства рельсов типа Р65. Содержание химических элементов в металле опытных плавок определенное химическим и спектральным методом представлено в таблице 1.

Таблица 1 – Содержание химических элементов опытного металла

№ варианта	Массовая доля химических элементов, %									
	C	Mn	Si	Cr	P	S	Al	V	Ni	Cu
О74	0,76	0,87	0,32	0,55	0,015	0,006	0,002	0,07	0,08	0,13
О77	0,77	0,91	0,31	0,42	0,015	0,008	0,003	0,08	0,07	0,12
О76	0,79	0,78	0,55	0,46	0,014	0,015	0,002	0,07	0,08	0,14
Требования ГОСТ Р 51685 - 2013 для стали марки Э76ХФ	0,74-0,82	0,75-1,15	0,20-0,80	0,20-0,60	не более			0,03-0,15	не более	
					0,025	0,025	0,005		0,20	0,20

Термообработка рельсового металла плавки О74

Термообработку рельсов пл. О74 с содержанием хрома 0,55 % проводили от температуры 705 – 850 °С, со скоростью 2,4 – 2,8 ^{0}С/с в течение 105 – 125 с. Режимы термообработки и результаты механических испытаний представлены в таблице 2.

Таблица 2 – Параметры термической обработки с использованием тепла прокатного нагрева и механические свойства рельсов типа Р65 стали марки Э76ХФ пл. О74

№ п/п	Параметры термообработки			Механические свойства				KCU, при температуре		Твердость по сечению головки, НВ				
	Температура, ^{0}С	Скорость охлаждения ^{0}С/с	Время, сек	$\sigma_т$	$\sigma_в$	δ_5	ψ	+20 ^{0}С	-60 ^{0}С	$НВ_{пкг}$	$НВ_{10}$	$НВ_{22}$	$НВ_{выкр1}$	$НВ_{выкр2}$
				Н/мм^2		%		Дж/см^2						
1.1	750	2,8	125	960	1370	10,5	36	23	8,5	406	406	398	415	415
1.2	780	2,8	125	1040	1400	9,4	35	20	9,7	415	415	395	415	415
1.3	815	2,8	125	1000	1410	14	30	16	4,9	420	415	406	415	415
1.4	845	2,8	125	1020	1410	11	27	14	6	429	406	393	415	415
1.5	700	2,4	105	760	1230	10	18,5	12	3,6	380	380	388	359	361
1.6	780	2,4	120	970	1380	11,5	27	8,4	6	411	390	385	395	393
1.7	850	2,4	120	950	1380	15	31	22	6	415	415	404	409	409
Требования ГОСТ Р 51685-2013 для рельсов категории ДТ350				Не менее					-	363-401	Не менее			
				800	1240	9,0	25,0	15,0			341	341	341	

Из представленных в таблице 2 данных видно, что все опытные пробы, за исключением пробы № 1.5, показали высокие значения временного сопротивления и предела текучести, а также удовлетворительные значения пластических свойств. Проба № 1.5 была термообработана от 700 °С, при испытании на растяжение металл данной пробы показал значения механических свойств не отвечающие требованиям стандарта для термоупрочненных рельсов.

С увеличением скорости охлаждения наблюдается увеличением прочностных характеристик и твердости по сечению головки. Среди проб № 1.1 – 1.4, закаленных при 2,8 ^{0}С/с, отмечена тенденция по увеличению прочностных свойств и уменьшению относительного удлинения, относительного сужения и ударной вязкости с повышением температуры начала термической обработки.

Ударная вязкость рельсов закаленных с более низкой скоростью (2,4 ^{0}С/с) показала более низкие значения, не удовлетворяющих по этому параметру требованиям стандарта. Опытные рельсы характеризуются высокими значениями твердости по сечению головки, и, за исключением рельса, термоупрочненного от температуры 700 °С, превышают установленные стандартом максимально допустимые значения твёрдости на поверхности катания головки.

Испытания на ударный изгиб при отрицательной температуре показали низкий уровень ударной вязкости всего опытного металла не превышающий 10 Дж/см^2.

Микроструктура металла опытных рельсов представляет собой тонкопластинчатый и сорбитообразный перлит. С поверхности катания головки по центру головки и со стороны выкружек на глубину до 11 мм проб 1.1 – 1.4, термоупрочненных при 2,8 ^{0}С/с, наблюдаются участки продуктов промежуточного превращения, недопустимые по требованиям НТД на рельсовую продукцию. При этом с понижением температуры начала термообработки отмечена тенденция по увеличению величины слоя с наличием бейнитной структуры.

С понижением скорости охлаждения до 2,4 ^{0}С/с глубина слоя с участками бейнитных структур уменьшается до 0,3 – 0,5 мм. В металле пробы № 1.5 бейнит не обнаружен, перлит имеет более грубое, пластинчатое строение.

Термообработка рельсового металла плавки О77

Термообработку рельсов типа Р65 пл. О77 с содержанием хрома 0,42 % проводили со скоростью 2, 2,4, 2,8 ^{0}С/с, от температур 750 – 860 °С, в течение 120 – 125 с. Параметры термообработки и результаты механических испытаний представлены в таблице 3.

Из представленных в таблице 3 данных, видно, что для металла данной группы характерны высокие значения твёрдости на поверхности катания и по сечению головки, очень высокий уровень прочностных свойств и достаточно низкий уровень пластических, главным образом относительного сужения. Полностью отвечает требованиям стандарта для рельсов категории ДТ350 только металл пробы № 2.4, термообработанный в течение 125 с со скоростью охлаждения 2,8 ^{0}С/с от 810 °С.

Повышение температуры начала закалки при данной скорости охлаждения или уменьшение скорости охлаждения при прочих равных условиях приводят к снижению значений относительного сужения.

Таблица 3 – Параметры термической обработки и механические свойства рельсов типа Р65 стали марки Э76ХФ пл. О77

№ п/п	Параметры термообработки			Механические свойства				KCU, при температуре		Твердость, НВ				
	Температура, ^{0}С	Скорость охлаждения, ^{0}С/с	Время, с	$\sigma_т$	$\sigma_в$	δ_5	ψ	+20^{0}С	-60^{0}С	$НВ_{пкг}$	$НВ_{10}$	$НВ_{22}$	$НВ_{выкр1}$	$НВ_{выкр2}$
				Н/мм^2		%		Дж/см^2						
2.1	780	2,8	125	980	1380	13	30	21	10	420	404	390	404	401
2.2	780	2,8	125	940	1360	13	25	8,4	8,4	423	409	395	401	401
2.3	802	2,8	125	980	1380	9,3	26	19	9,7	415	415	401	415	415
2.4	810	2,8	125	940	1370	9	26	15	6	398	409	393	415	415
2.5	830	2,8	125	1010	1400	11,5	22,5	16	8,4	415	409	395	415	415
2.6	860	2,8	125	990	1400	11,5	21,5	22	9,7	404	404	398	415	415
2.7	760	2,4	120	880	1350	9,9	21,5	17	6	423	404	398	404	401
2.8	800	2,4	120	930	1230	8,9	23,5	19	12	409	409	401	401	401
2.9	870	2,4	120	950	1360	9,2	24	19	6	409	409	409	409	404
2.10	750	2	120	900	1350	12,5	23	11	12	401	390	390	383	383
2.11	790	2	120	900	1350	12,5	23,5	17	8,4	409	395	383	395	395
2.12	845	2	120	920	1340	11,5	24	18	6,1	404	404	393	409	409
Требования ГОСТ Р 51685-2013 для рельсов категории ДТ350				Не менее					-	363-401	Не менее			
				800	1240	9,0	25,0	15,0			341			

В микроструктуре проб 2.1, 2.2 и 2.7 температура начала термообработки которых составила 780 – 760 °С, с поверхности катания, по центру и со стороны выкружек, на глубину до 3 мм и 1,5 мм соответственно наблюдаются участки бейнита.

Термообработка рельсового металла плавки О76

В виду того, что пл. О76 была изготовлена в соответствии с рекомендациями [5], полученными ранее, на основании положительных результатов при проведении опытов по дифференцированной закалке рельсовых проб с печного нагрева, то на металле данной плавки проведено наибольшее количество экспериментов, всего по различным режимам было закалено порядка 50 проб рельсов типа Р65. Термообработку рельсов проводили со скоростью охлаждения от 2 до 3,3 °С/с, в течение 60 – 160 с. Ниже представлены обобщенные результаты испытаний.

Закалка со скоростью 2 °С/с

В таблице 4 представлены данные по термообработке рельсов пл. О76 со скоростью охлаждения воздухом 2 °С/с.

Из представленных в таблице 4 данных видно, что с увеличением температуры начала закалки и продолжительности охлаждения повышается комплекс механических свойств. При более низких температурах начала закалки отмечен достаточно низкий уровень пластических свойств.

Наиболее высокий комплекс свойств получен при закалке 800 °С/с.

Закалка со скоростью 2,4 °С/с

Результаты испытаний металла закаленного со скоростью 2,4 °С/с представлены в таблице 5, из которой следует что для всех проб получен достаточно высокий комплекс свойств. С увеличением температуры начала закалки увеличивается предел текучести, при сопоставимом уровне временного сопротивления разрыву и пластических свойств. Лучший уровень ударной вязкости получен на образцах закаленных от температуры ~ 750 °С.

Закалка со скоростью 2,8 °С/с

Результаты испытаний металла закаленного со скоростью 2,8 °С/с представлены в таблице 6.

Из представленных данных видно, что при закалке со скоростью 2,8 °С/с уже в течение 60 с обеспечивается выполнение требований ГОСТ Р51685-2013 по уровню механических свойств, но при этом по на глубине 22 мм отмечена довольно низкая твёрдость. С увеличением продолжительности охлаждения увеличивается уровень прочностных свойств и твёрдости. Для всех образцов за исключением пробы 1.13, закаленной от температуры 700 ^{0}С, наблюдается удовлетворительный уровень ударной вязкости при температуре испытания + 20 °С.

Таблица 4 – Параметры термической обработки и механические свойства рельсов пл. О76 при охлаждении воздухом со скоростью 2 °С/с

№ п/п	Параметры термообработки			Механические свойства				KCU, при температуре		Твердость, НВ				
	Температура, ^{0}С	Скорость охлаждения, ^{0}С/с	Время, с	$\sigma_т$	$\sigma_в$	δ_5	ψ	+20^0 С	-60^{0}С	$НВ_{пкг}$	$НВ_{10}$	$НВ_{22}$	НВ выкр1	НВ выкр2
				Н/мм^2		%		Дж/см^2						
2.1	780	2,8	125	980	1380	13	30	21	10	420	404	390	404	401
2.2	780	2,8	125	940	1360	13	25	8,4	8,4	423	409	395	401	401
2.3	802	2,8	125	980	1380	9,3	26	19	9,7	415	415	401	415	415
2.4	810	2,8	125	940	1370	9	26	15	6	398	409	393	415	415
2.5	830	2,8	125	1010	1400	11,5	22,5	16	8,4	415	409	395	415	415
2.6	860	2,8	125	990	1400	11,5	21,5	22	9,7	404	404	398	415	415
2.7	760	2,4	120	880	1350	9,9	21,5	17	6	423	404	398	404	401
2.8	800	2,4	120	930	1230	8,9	23,5	19	12	409	409	401	401	401
2.9	870	2,4	120	950	1360	9,2	24	19	6	409	409	409	409	404
2.10	750	2	120	900	1350	12,5	23	11	12	401	390	390	383	383
2.11	790	2	120	900	1350	12,5	23,5	17	8,4	409	395	383	395	395
2.12	845	2	120	920	1340	11,5	24	18	6,1	404	404	393	409	409
Требования ГОСТ Р 51685-2013 для рельсов категории ДТ350				Не менее					-	363-401	Не менее			
				800	1240	9,0	25,0	15,0			341			

Таблица 5 – Параметры термической обработки и механические свойства рельсов пл. О76 при охлаждении воздухом со скоростью 2,4 °С/с

№ п/п	Темп ^{0}С Нач.	Время, сек	Механические свойства				KCU при температуре		Твердость, НВ				
			$\sigma_т$	$\sigma_в$	δ	ψ	+20 ^{0}С	-60 ^{0}С					
			Н/мм^2		%		Дж/см^2		$НВ_{пкг}$	$НВ_{10}$	$НВ_{22}$	НВ выкр1	$НВ_{выкр2}$
1.7	735	105	935	1360	10	29	12	8,4	415	401	383	395	393
1.8	745	135	940	1375	10,5	32	20,5	7,3	409	401	383	395	401
1.9	750	125	960	1360	11	34	20	6,1	415	401	378	406	398
1.10	810	125	960	1375	10	32	16	6,2	415	409	390	406	415
1.11	830	135	975	1375	10	34	16,5	7,4	415	415	388	415	388
1.12	850	125	970	1370	9,8	30	6,1	7,2	415	401	375	401	398
Требования ГОСТ Р 51685-2013 для рельсов категории ДТ350			Не менее						363-401	Не менее			
			800	1240	9,0	25,0	15,0	-		341			

Закалка со скоростью 3,3 °С/с

Данные по результатам испытания проб закаленных со скоростью 3,3 °С/с представлены в таблице 7.

Из представленных данных видно, что при закалке со скоростью 3,3 °С/с обеспечивается достаточно высокий комплекс свойств во всем интервале температур начала закалки – от 700 до 880 °С. Увеличение продолжительности термообработки приводит к существенному повышению прочнстных свойств и твёрдости, с уменьшением продолжительности охлаждения увеличивается ударная вязкость.

Микроструктура металла всех рельсов пл. О76 представляет собой тонкопластинчатый перлит с разрозненными выделениями феррита по границам зёрен. Бейнит в микроструктуре рельсов не выявлен. От некоторое мечено увеличение объемной доли структурносвободного феррита с понижением температуры начала закалки.

Таблица 6 – Параметры термической обработки и механические свойства рельсов пл. О76 при охлаждении воздухом со скоростью 2,8 °С/с

№ п/п	Темп ^{0}С Нач.	Время, с	Механические свойства				KCU при температуре		Твердость, НВ				
			$\sigma_т$	$\sigma_в$	δ	ψ	+20 ^{0}С	-60 ^{0}С					
			Н/мм^2		%		Дж/см^2		$НВ_{пкг}$	$НВ_{10}$	$НВ_{22}$	$НВ_{выкр1}$	$НВ_{выкр2}$
1.13	700	125	925	1350	12,5	29	10,1	7,7	415	412	393	401	401
1.14	760	110	975	1380	10,5	33	17	6,6	415	404	388	415	406
1.15	775	105	940	1370	10	31	21	6,1	409	406	388	409	409
1.16	810	60	850	1260	11,5	25	23,5	8	378	363	333	375	370
1.17	840	70	850	1255	11,5	26,2	23,5	7,9	378	356	337	368	370
1.18	840	125	995	1395	9,8	28	18	7,3	438	420	401	423	417
1.19	865	115	955	1390	10,2	30	21	8,6	412	401	383	409	401
Требования ГОСТ Р 51685-2013 для рельсов категории ДТ350			Не менее					-	363-401	Не менее			
			800	1240	9,0	25	15			341			

Таблица 7 – Параметры термической обработки и механические свойства рельсов пл. О76 при охлаждении воздухом со скоростью 3,3 °С/с

№ п/п	Темп ^{0}С Нач.	Время, сек	Механические свойства				KCU при температуре		Твердость, НВ				
			$\sigma_т$	$\sigma_в$	δ	ψ	+20 ^{0}С	-60 ^{0}С					
			Н/мм^2		%		Дж/см^2		$НВ_{пкг}$	$НВ_{10}$	$НВ_{22}$	$НВ_{выкр1}$	$НВ_{выкр2}$
1.19	700	125	950	1355	10	27	16,5	7,5	426	404	395	406	406
1.20	770	125	960	1365	10	31	15	9,2	426	409	393	409	406
1.21	787	90	895	1290	13,1	25,2	20	8	388	383	370	385	383
1.22	800	110	945	1370	11,3	29,5	15,5	7,2	415	409	388	409	409
1.23	840	105	890	1290	13,5	28	25,5	10	388	383	368	388	385
1.24	850	100	970	1380	9,8	28	15	8	406	404	375	393	398
1.25	880	125	985	1385	10,5	32	16	8	426	409	390	409	409
Требования ГОСТ Р 51685-2013 для рельсов категории ДТ350			Не менее					-	363-401	Не менее			
			800	1240	9,0	25	15			341			

Выводы:

В результате проведенных исследований установлено, что:

1) Наиболее стабильные результаты по микроструктуре, без возникновения игольчатых структур, в наибольшем интервале температур (от 700 до 880 °С) и скоростей охлаждения (от 2 до 3,3 °С/с) обеспечиваются при термообработке металла пл. О76.

2) При понижении температуры менее 730 – 750 °С при закалке рельсов стали марки Э76ХФ имеется риск получения неудовлетворительных пластических свойств.

Таким образом, наиболее перспективным для промышленного внедрения является рельсовая сталь близкая по химическому составу металлу пл. О76 с содержанием хрома в пределах 0,38 – 0,43 %; кремния 0,54 – 0,60 %; марганца 0,80 – 0,90 %; ванадия – 0,03 – 0,04 %. Данный химический состав обладает высокой технологичностью, так как позволяет работать в широком температурном интервале начала закалки – от 700 до 880 °С, и с различными скоростями охлаждения – от 2 до 3,3 °С/с.

При промышленном освоении рекомендуется:

– для обеспечения высокой производительности рекомендуется термообработку производить при температурах свыше 800 °С;

– для повышения энергоэффективности рекомендуется термообработку производить со скоростью охлаждения 2 – 2,4 °С/с;

– оптимальная продолжительность охлаждения 90 – 110 с.

Библиографический список

1. Перспективные технологии тепловой и термической обработки в производстве рельсов / В.В. Павлов, М.В. Темлянцев, Л.В. Корнева, А.Ю. Сюсюкин. – М.: Теплотехник, 2007. – 280 с.

2. Производство рельсов на КМК. Н.С. Михайлец, А.Е. Горелкина и др. – М.: Металлургия, 1964. – 222 с.

3. Поляков В.В., Великанов А.В. Основы технологии производства железнодорожных рельсов. – М.: Металлургия, 1990. – 416 с.

4. Дефекты и качество рельсовой стали: Справочник / В.В. Павлов, М.В. Темлянцев, Л.В. Корнева, Т.Н. Осколкова, В.В. Гаврилов – М.: Теплотехник, 2006. – 218 с.

5. Моделирование воздухоструйной закалки с печного нагрева железнодорожных рельсов / К.В. Волков, Е.В. Полевой, М.В. Темлянцев, О.П. Атконова, А.М. Юнусов, А.Ю. Сюсюкин // Вестник СибГИУ. – № 3(9). – 2014. – С. 17 – 23.

6. Опыт воздухоструйной термической обработки железнодорожных рельсов стали марки Э76Ф с использованием тепла прокатного нагрева / Е.В. Полевой, М.В. Темлянцев, А.М. Юнусов, О.П. Атконова // Вестник СибГИУ. № 1(11). – 2015. – С. 5 – 11.

УДК 621.771

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА СТАЛЬНОЙ ГОРЯЧЕКАТАНОЙ ЛЕНТЫ С РАСШИРЕННЫМ КОМПЛЕКСОМ ПОТРЕБИТЕЛЬСКИХ СВОЙСТВ

Голубчик Э.М., Медведева Е.М., Телегин В.Е.

Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, г. Магнитогорск, Россия, golub66@mail.ru

***Аннотация**: На современном рынке потребления металлопродукции наметилась тенденция получения горячекатаного металлопроката со свойствами холоднокатаного. Представлены результаты исследований технологии изготовления горячекатаной травленой ленты, производимой в ОАО «ММК» (г. Магнитогорск) и предназначенной для последующей штамповки дисков колес автомобилей.*

***Ключевые слова**: горячекатаная травленая лента, механические свойства, технология, микроструктура, дрессировка.*

STUDY ON THE TECHNOLOGY OF PRODUCTION OF HOT-ROLLED STEEL STRIP WITH AN EXTENDED SET OF CONSUMER PROPERTIES*

Golubchik E.m., Medvedeva E.m., Telegin V.e.

Nosov Magnitogorsk State Technical University (NMSTU) Magnitogorsk, Russia golub66@mail.ru

***Abstract:** In the modern market of steel consumption trend is getting hot-rolled steel products with properties of cold-rolled. Research of manufacturing technology of hot-dip tapes produced at JSC "MMK (Magnitogorsk) and intended for subsequent stamping car wheels.*

***Key words**: hot ribbon tape, mechanical properties, microstructure, technology, training.*

По мере развития металлургической промышленности, прокатного производства в частности, происходит освоение новых видов продукции, характеризующихся как внедрением новых материалов, так и использованием классических, с постоянно возрастающими к ним требованиями. Для занимающего достаточно большую долю современного рынка металлопродукции горячекатаного штрипса данная тенденция нашла отражение в стремлении к вытеснению продукции, произведенной с использованием последующих переделов. В качестве альтернативы холоднокатаному прокату может быть рассмотрена горячекатаная полоса, в т.ч. травленая, с заданными механическими свойствами, высокой точности изготовления с пониженным уровнем дефектности поверхности. Наиболее вероятными областями ее применения являются производства с использованием операций холодной

* Работа проведена в рамках реализации комплексного проекта по созданию высокотехнологичного производства, выполняемого с участием российского высшего учебного заведения (договор № 02.G25.31.0040); государственного задания Министерства образования и науки Российской Федерации № 11.1525.2014К).

штамповки и вырубки деталей автомобилей. для формирования и управления характеристиками горячекатаных полос в настоящее время разработан достаточно широкий круг методов и приемов, сочетающих как одноступенчатое, так и многоступенчатое технологическое воздействие на различных производственных стадиях, начиная с изготовления подката, и, заканчивая финишными операциями его отделки. Реализация мероприятий по дополнительной обработке горячекатаной ленты требует, таким образом, либо внедрения, с последующей эксплуатацией, новых мощностей, либо реконструкции имеющегося. Однако опыт функционирования крупных металлургических предприятий свидетельствует о том, что значительное количество новых видов металлопроката осваивается в условиях действующих производственных систем, в условиях установленного оборудования.

Таким образом, достаточно новым направлением развития прокатного производства является разработка инновационных результативных технологических решений по созданию новой продуктовой линейки горячекатаной ленты, с задействованием операций ее финишной отделки. При этом уровень качества штрипса должен быть сформирован по аналогии с регламентируемым нормативной документацией на холоднокатаный прокат, ленту в частности [1 – 4].

Такой подход подразумевает разработку химического состава стали и технологии их производства для обеспечения высокой эксплуатационной надежности объектов, изготовленных из данной ленты. При этом они должны соответствовать широкому кругу требований: иметь высокую прочность, пластичность, ударную вязкость, сопротивление хрупкому разрушению и лавинообразному вязкому, высокие параметры циклической трещиностойкости, обеспечивать стабильность при термическом старении и минимальную склонность к деформационному старению. Иными словами – обладать свойством безопасной эксплуатационной повреждаемости структуры на весь период их функционирования.

Учеными ФГБОУ ВПО «МГТУ им. Г.И.Носова» совместно со специалистами ОАО «ММК» (г. Магнитогорск) разработана новая технология изготовления стальной горячекатаной ленты, предназначенной для последующей штамповки, например, дисков колес автомобилей.

На основе разработанной концепции по технологической адаптации процессами формирования и управления свойствами был предложен достаточно широкий круг методов и приемов, сочетающих как одноступенчатое, так и многоступенчатое технологическое воздействие на горячекатаную полосу на различных производственных стадиях, начиная с изготовления горячекатаной рулонной заготовки (подката), и заканчивая финишными операциями ее отделки (рисунок 1).

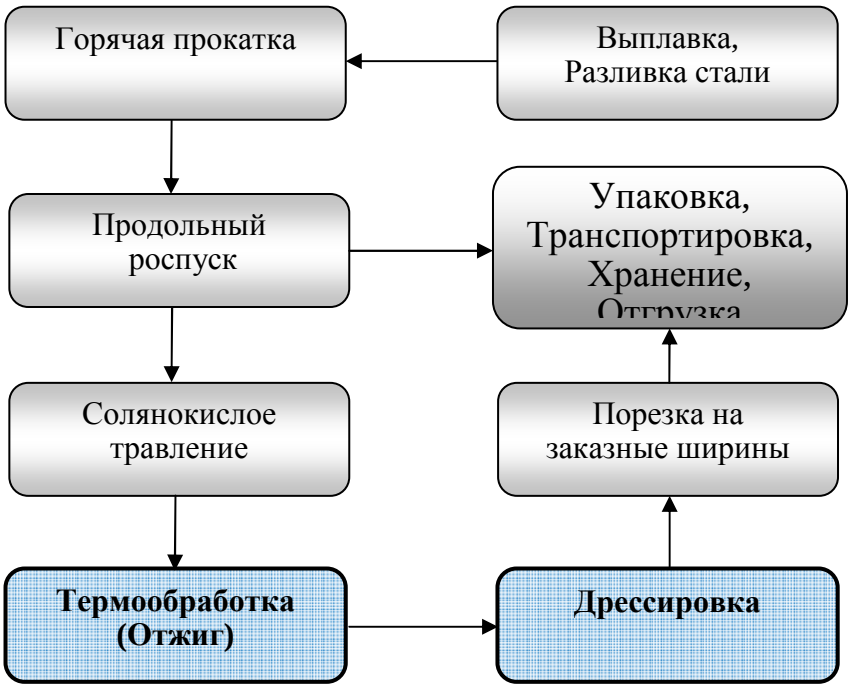


Рисунок 1 – Инновационная технологическая схема производства горячекатаной травленой ленты с применением операций отжига и дрессировки

Особенностью данного этапа исследований явилось проведение операций термообработки и последующей дрессировки горячекатаной травленной ленты, обеспечивающих формирование требуемого уровня физико-механических свойств. Данное термодеформационное воздействие на горя-

чекатаных травленых полосах позволяет также повысить уровень их механических характеристик, локализовать площадку текучести, обеспечить сравнительную структурную равномерность по площади полосы.

В качестве материала исследования были выбраны стали трех структурных состояний: феррито-цементитная, феррито-перлитная, перлито-ферритная. В качестве феррито-цементитной выбрана сталь с низким содержанием углерода (~0,05 %) и марганца (~0,30 %); феррито-перлитной – сталь с содержанием углерода порядка 0,20 % и марганца – 0,40 %; перлито-ферритной – сталь с содержанием углерода 0,30 % и марганца – 1,25 %.

Образцы вырезались от заднего конца горячекатаных рулонов под углом 90 градусов (поперечные) к направлению прокатки. Термическую обработку осуществляли в лабораторных печах по четырем режимам, предусматривающим ступенчатый нагрев до температур 500 – 710 °С.

Испытание на растяжение проводили на плоских пятикратных образцах по ГОСТ 1497, измерение твердости – по ГОСТ 9012. Изучение микроструктуры проводили с помощью оптической микроскопии (микроскоп Meiji Techno IM7000). Оценку микроструктуры и структурных составляющих производили по ГОСТ 5639 и ГОСТ 5640 на микрошлифах после их травления в 4 %-ом спиртовом растворе HNO_3.

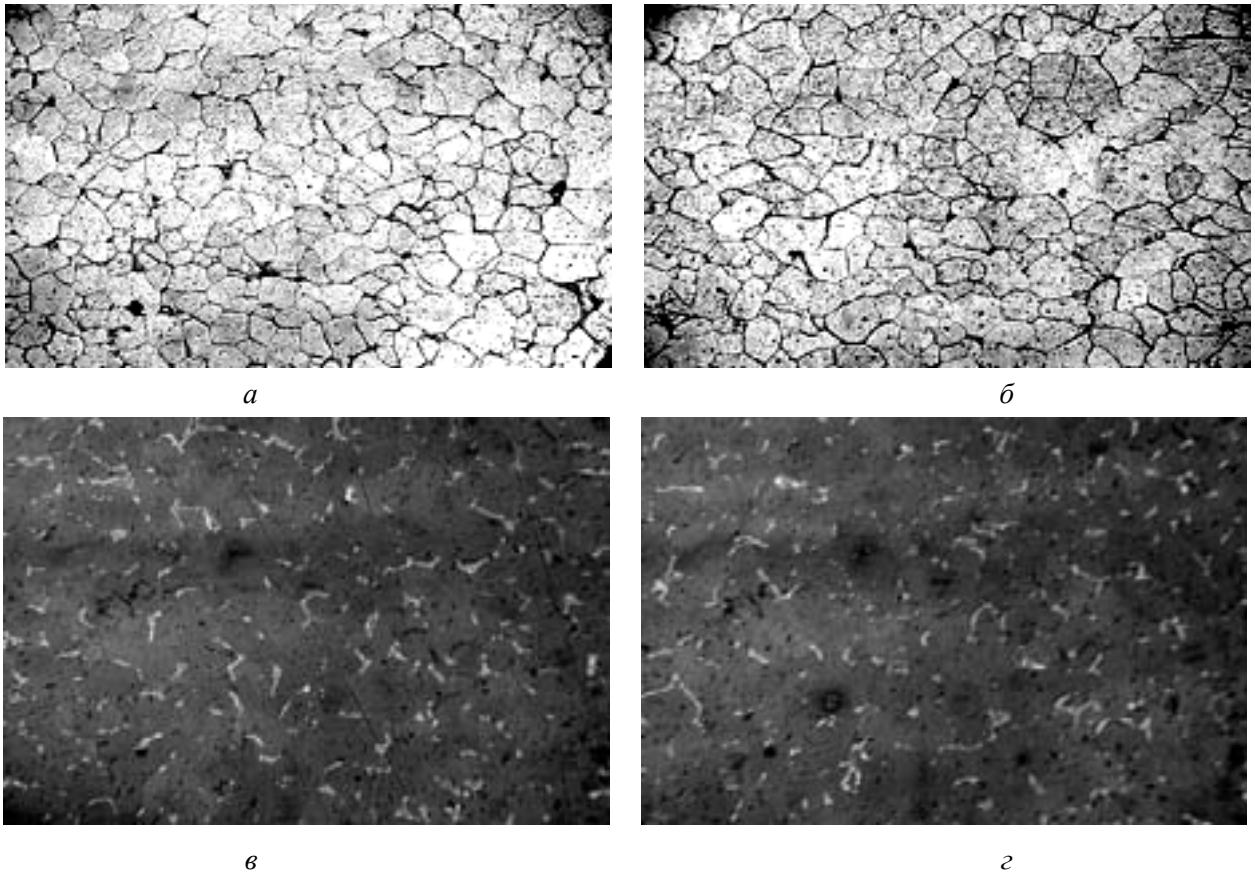
Результаты механических испытаний приведены в таблице 1. Наиболее характерные фотографии микроструктур представлены на рисунках 2, 3.

Таблица 1 – Результаты механических испытаний

Тип стали	Режим т/о	Предел текучести $\sigma_т$, МПа	Временное сопротивление разрыву $\sigma_в$, МПа	Относительное удлинение δ_5, %	Твердость по Бринеллю НВ	Температура окончательной выдержки, °С
Феррито-цементитная	гк	230	330	43	–	–
	I	225	310	45	103	500
		230	315	39	99,2	
	II	220	310	42	103	580
		225	310	39	99,2	
	III	215	310	37	99,5	650
		220	310	43	99,2	
	IV	215	305	41	95,5	710
		210	300	43	95,5	
	гк	280	370	30	–	–
	I	280	380	30	116	500
		285	375	28	116	
	II	290	375	30	111	580
		300	375	34	111	
	III	295	375	34	111	650
		290	370	33	111	
	IV	285	370	36	107	710
		285	370	33	103	
Феррито-перлитная	гк	330	470	31	–	–
	I	330	460	31	149	500
		345	455	29	149	
	II	335	450	30	149	580
		330	445	31	149	
	III	325	450	30	149	650
		320	455	33	149	
	IV	310	440	30	143	710
		300	445	29	143	
	гк	360	490	29	–	–
	I	375	480	28	114	500
		370	480	25	114	

Продолжение таблицы 1

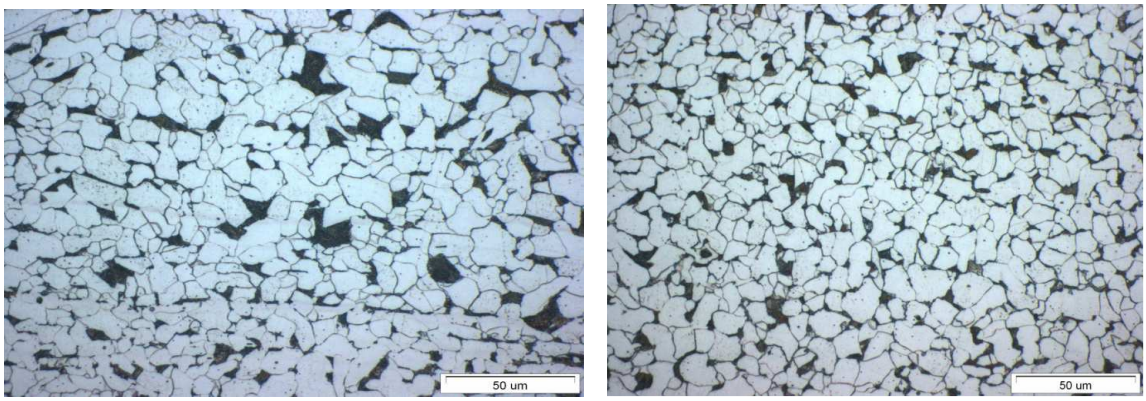
Тип стали	Режим т/о	Предел текучести σТ, МПа	Временное сопротивление разрыву σВ, МПа	Относительное удлинение δ5, %	Твердость по Бринеллю НВ	Температура окончательной выдержки, °С
Феррито-перлитная	II	345	465	29	114	580
		345	465	30	114	
	III	340	475	29	110	650
		345	465	30	110	
	IV	335	460	30	110	710
		335	460	32	107	
Перлито-ферритная	гк	530	730	22	–	–
	I	550	730	20,5	217	500
		550	730	23	217	
	II	540	710	21	207	580
		530	710	23	207	
	III	520	700	23	207	650
		530	700	21,5	207	
	IV	490	660	23,5	197	710
		485	660	25,5	197	



а *б*

в *г*

Рисунок 2 – Микроструктура стали феррито-цементитного класса в горячекатаном состоянии (*а*, *в*) и после отжига при температуре окончательной выдержки 710°С (*б*, *г*) (режим IV), ×500



а *б*

Рисунок 3 – Микроструктура стали феррито-перлитного класса в горячекатаном состоянии (а) и после отжига при температуре окончательной выдержки 710 °С (б) (режим IV), ×500

В результате исследований было установлено, что с повышением температуры окончательной выдержки снижаются показатели прочности (предел текучести, предел прочности, твердость) и повышаются показатели пластичности (относительное удлинение), при этом степень разупрочнения тем выше, чем выше исходная неравновесность материала. Изменение предела текучести и предела прочности стали с феррито-цементитной и феррито-перлитной структурой не превышает 30 МПа, зависимость от температуры и режима нагрева выражена слабо. Сталь же перлитного класса показывает более сильное снижение прочности, что объясняется выходом из ферритной составляющей перлита атомов углерода и установлением равновесной концентрации углерода в α-железе, а также разложением перлитных пластин, сопровождающееся их сфероидизацией. Также определено, что нагрев стали, рассматриваемых схем легирования, выше температуры устойчивого существования углеродсодержащей фазы, приводит к дроблению цементита в феррито-цементитной структуре, к частичной сфероидизации перлита – в сталях феррито-перлитного и перлитного классов.

По результатам проведенных исследований была разработана технология изготовления горячекатаной отожжённой травленой ленты из стали марки 50ХГФА по ТУ 14-101-1024-2015 толщиной 4,0-4,5 мм для ОАО «Нытва», а также горячекатаной травленой ленты из стали марки из стали 07ГБЮ размерами 3,5х410 мм по ТУ 14-1-5262-2008, предназначенной для конструирования диска колеса автомобилей отечественных автоконцернов ОАО «АВТОВАЗ» и ОАО «ГАЗ».

Библиографический список

1. Голубчик, Э.М. Адаптивное управление качеством металлопродукции / Э.М. Голубчик // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. – 2014. –№ 1. – С. 63–69.

2. Корнилов, В.Л. Особенности производства горячекатаной травленой ленты с управляемой шероховатостью поверхности / В.Л. Корнилов, В.Е. Телегин, П.Н. Смирнов, В.Д. Яхонтов, Э.М. Голубчик // Сталь. –2012. –№2. – С. 51.

3. Телегин, В.Е. Освоение технологии производства лонжеронной полосы с использованием контролируемой прокатки в условиях ОАО «ММК» / В.Е. Телегин, И.С. Васильев, А.В. Архандеев, В.Г. Рябчиков, Э.М. Голубчик // Сталь. – 2012. – №7. – С. 35–38.

4. Полякова, М.А. Анализ требований стандартов на ленту стальную холоднокатаную / М.А. Полякова, В.Е. Телегин, Э.М. Голубчик // Черные металлы. – 2010. – №7. – С. 20–26.

5. Телегин, В.Е. Особенности технологии производства холоднокатаной ленты для монетной заготовки / П.Н. Смирнов, С.Н. Горшков, В.Л. Корнилов, Э.М. Голубчик // Горный журнал. Черные металлы. Специальный выпуск. – 2012. – С. 61 – 64.

6. Голубчик Э.М. Формирование качественных показателей при производстве профилей высокой жесткости / Э.М. Голубчик, Г.В. Щуров // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. – 2009. – №3. – С. 52 – 55.

7. Голубчик, Э.М. Повышение результативности производства холоднокатаной упаковочной ленты из стали марки 30Г2 путем применения адаптационных механизмов / Э.М. Голубчик, Е.Б. Яковлева, В.Е. Телегин, В.В. Яшин, П.Н. Смирнов // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. – 2010. – № 1. – С. 62 – 66.

УДК 621.77.01

АНАЛИЗ СИЛОВЫХ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА АСИММЕТРИЧНОЙ ЛИСТОВОЙ ПРОКАТКИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 5083 В УСЛОВИЯХ СВЕРХВЫСОКИХ СДВИГОВЫХ ДЕФОРМАЦИЙ [*]

Песин А.М.[1], Пустовойтов Д.О.[2], Вафин Р.К.[3]

Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, г. Магнитогорск, Россия
[1]pesin@bk.ru, [2]pustovoitov_den@mail.ru, [3]vafinrk@mail.ru

Аннотация. *В работе на основе моделирования МКЭ выполнен анализ силовых параметров процесса асимметричной тонколистовой прокатки алюминиевого сплава 5083 в условиях сверхвысоких сдвиговых деформаций. Показано, что при создании большой кинематической асимметрии сила прокатки снижается в 2,4 – 3,2 раза, а моменты прокатки возрастают в 1,1 – 3,5 раза.*

Ключевые слова: *метод конечных элементов; асимметричная прокатка; сдвиговая деформация; алюминиевый сплав; сила прокатки; момент прокатки.*

ANALYSIS OF THE PROCESS FORCE PARAMETERS OF ASYMMETRICAL SHEET ROLLING OF ALUMINUM ALLOY 5083 UNDER ULTRAHIGH SHEAR STRAIN

Pesin A.M., Pustovoytov D.O., Vafin R.K.

Nosov Magnitogorsk State Technical University

Abstract. *This paper presents the FEM analysis of the process force parameters of asymmetrical sheet rolling of aluminum alloy 5083 under ultrahigh shear strain. It is shown that the rolling force is reduced in 2.4 – 3.2 times, but rolling torques are increased in 1.1 – 3.5 times due to creating of large kinematic asymmetry.*

Key words: *FEM; asymmetric rolling; shear strain; aluminum alloy; rolling force; rolling torque.*

Введение

Современным способом повышения прочностных свойств термически не упрочняемых деформируемых алюминиевых сплавов серии 5ххх (Al-Mg-Mn) является обработка их методом интенсивной пластической деформации (ИПД). Перспективным методом ИПД с точки зрения возможности его промышленного применения является процесс асимметричной тонколистовой прокатки, позволяющий создавать в материале субмикрокристаллическую структуру с высокой плотностью дислокаций за счет сверхвысоких сдвиговых деформаций [1 – 6]. Целенаправленная асимметрия процесса достигается за счет рассогласования окружных скоростей валков при соотношении от 1:2 до 1:4, при этом холодную прокатку осуществляют в условиях высокого контактного трения с большими разовыми деформациями (не менее 50 %) [7 – 10]. Фактор асимметрии, с одной стороны, приводит к снижению отрицательного влияния контактных сил трения и, как следствие, возможности увеличения деформаций сжатия при прокатке. С другой стороны, силы контактного трения становятся противоположно направленными, что обеспечивает создание значительных сдвиговых деформаций в материале. Целью данной работы является математическое моделирование и анализ силовых параметров процесса холодной асимметричной тонколистовой прокатке алюминиевого сплава Al 5083 в условиях сверхвысоких сдвиговых деформаций.

Материалы и метод исследования

Одним из самых распространенных в настоящее время методов численного решения задач механики деформируемого твердого тела является метод конечных элементов (МКЭ). Математическое моделирование процесса асимметричной тонколистовой прокатки алюминиевого сплава Al 5083 проводили в двумерной постановке задачи с использованием современного программного комплекса КЭ анализа DEFORM 2D. При моделировании учитывался разогрев металла при пластической де-

[*] Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект №15-19-10030)

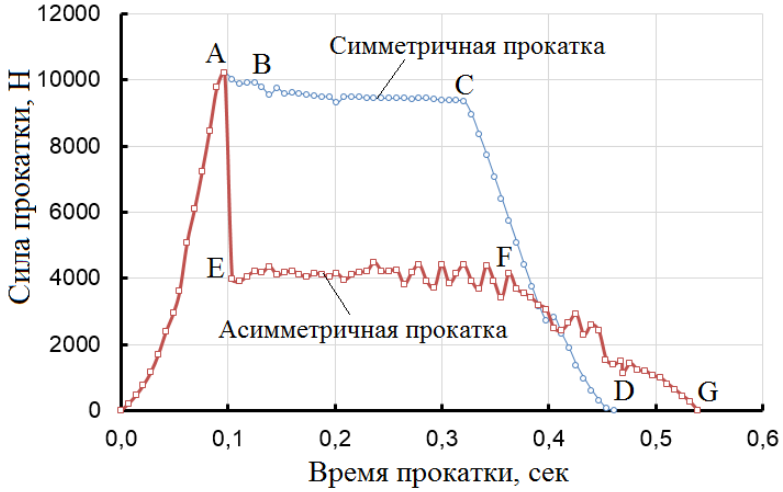
формации, поэтому решали совместно тепловую и механическую задачи.

Для решения тепловой задачи были заданы теплофизические параметры материала Al 5083: коэффициент теплопроводности 180,2 Н/с/°С; коэффициент теплоемкости 2,433 Н/мм^2/°С; коэффициент черноты 0,7. А также заданы теплофизические параметры материала валков (AISI D2 из библиотеки DEFORM 2D): коэффициент теплопроводности 50,71 Н/с/°С; коэффициент теплоемкости 3,81 Н/мм^2/°С. Теплообмен поверхности деформируемой заготовки с окружающей средой и инструментом моделировался заданием граничных условий в виде конвективного и кондуктивного теплообмена. Для этого задавались коэффициент конвекции 0,02 Н/с/мм/°С, температура окружающей среды 20°С, коэффициент теплоотдачи на контакте заготовки с рабочими валками 11 Н/с/мм/°С. Кривую текучести алюминиевого сплава Al 5083 задавали из библиотеки материалов DEFORM 2D в температурном интервале 20 – 440 °С.

При моделировании были приняты следующие допущения: 1) плоско-деформированное состояние металла; 2) деформируемая среда – упрочняющаяся жесткопластическая; 3) рабочие валки – абсолютно жесткие; 4) закон контактного трения – Кулона; 5) условия деформирования – неизотермические. Исходные данные для моделирования: 1) начальная толщина полосы h_0 = 2,0 мм; 2) начальная температура деформируемого металла 20°С; 3) диаметр рабочих валков D=200 мм; 4) коэффициент контактного трения μ = 0,4; 5) степень деформации $\varepsilon = 50 - 75$ %; 6) окружная скорость нижнего валка V_1= 1 – 100 мм/сек; 7) соотношение скоростей валков V_1/ V_1/V_2 = 2 – 4. Прокатку проводили за один проход без натяжений. Для деформируемой полосы задавали сетку конечных элементов с 2000 четырехугольных элементов. Для рабочих валков сетка состояла из 10000 конечных элементов с коэффициентом сгущения 0,3. Анализ силовых параметров процесса, а также характеристик напряженно-деформированного состояния металла при асимметричной тонколистовой прокатке сплава Al 5083 проводили сравнением с симметричным случаем деформирования при V_1/V_2 =1. При моделировании асимметричной прокатки захват полосы валками на начальной неустановившейся стадии процесса осуществляли в симметричном режиме при V_1/V_2 =1. После заполнения очага деформации и захвата полосы валками уменьшали скорость верхнего валка в 2 (при $\varepsilon = 50$ %) или в 4 (при $\varepsilon = 75$ %) раза относительно скорости нижнего валка.

Результаты моделирования и их обсуждение

На участке от 0 до точки А (рисунки 1 и 2) происходит захват полосы валками и заполнение очага деформации. Участок АВС соответствует установившейся стадии симметричной прокатки, участок EF – установившейся стадии асимметричной прокатки. Участки CD и FG соответствуют выходу полосы из валков. При асимметричной тонколистовой прокатке алюминиевого сплава Al 5083 с обжатием $\varepsilon = 50$ % максимальное значение силы прокатки (на 1,0 мм ширины листа) снижается в 2,4 раза с 10,2 кН до 4,2 кН (рисунок 1) в сравнении с симметричным случаем. При прокатке с обжатием $\varepsilon = 75$ % эффект снижения силы прокатки еще выше и составляет 3,2 раза: с 12,8 кН до 4,0 кН (рисунок 2).



Рисунки 1 – Изменение силы прокатки (на 1,0 мм ширины листа) во времени при симметричной и асимметричной прокатке с обжатием $\varepsilon = 50$ % (V_1= 100 мм/с)

При деформации с V_1 =100 мм/с происходит существенный разогрев металла: до 232 и 446 °С при симметричной прокатке и до 260 и 345 °С при асимметричной прокатке с обжатиями, соответст-

венно, 50 и 75 % (рисунки 3 и 4). Снижение силы прокатки на участках AB (рисунки 1 и 2) объясняется снижением напряжения текучести сплава Al 5083 при деформационном разогреве. При обжатии $\varepsilon = 75$ % этот эффект существенно выше (рисунки 2).

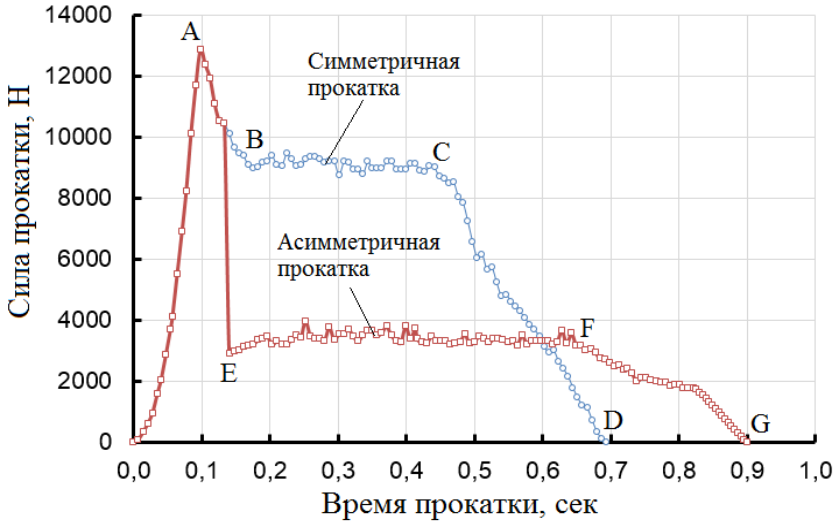


Рисунок 2 – Изменение силы прокатки (на 1,0 мм ширины листа) во времени при симметричной и асимметричной прокатке с обжатием $\varepsilon = 75$ % (V_1= 100 мм/с)

С учетом того, что деформационный разогрев металла при асимметричной прокатке алюминиевого сплава Al 5083 с обжатием $\varepsilon = 75$% меньше, чем при симметричной прокатке (рисунки 3, б и 4, б), то основным фактором, определяющим эффект снижения силы прокатки является схема напряженно-деформированного состояния (НДС).

Высокое трение (μ = 0,4) в сочетании с большим обжатием ($\varepsilon = 75$ %) при симметричной прокатке приводит к возникновению больших контактных нормальных напряжений в очаге деформации. Пиковое значение составляет 1320 МПа (рисунок 5) в нейтральной точке. Однако при асимметричной прокатке меняется кинематика очага деформации. На контакте с нижним валком, вращающимся с большей скоростью, увеличивается зона отставания, а на контакте с верхним валком, вращающимся с меньшей скоростью, увеличивается зона опережения. В результате чего на верхней и нижней дугах контакта силы трения становятся противоположно направленными, а контактные нормальные напряжения резко снижаются (рисунок 5). Максимальные нормальные напряжения ~456 МПа возникают на входе в асимметричный очаг деформации, далее происходит их снижение вследствие уменьшения напряжения текучести при разогреве металла.

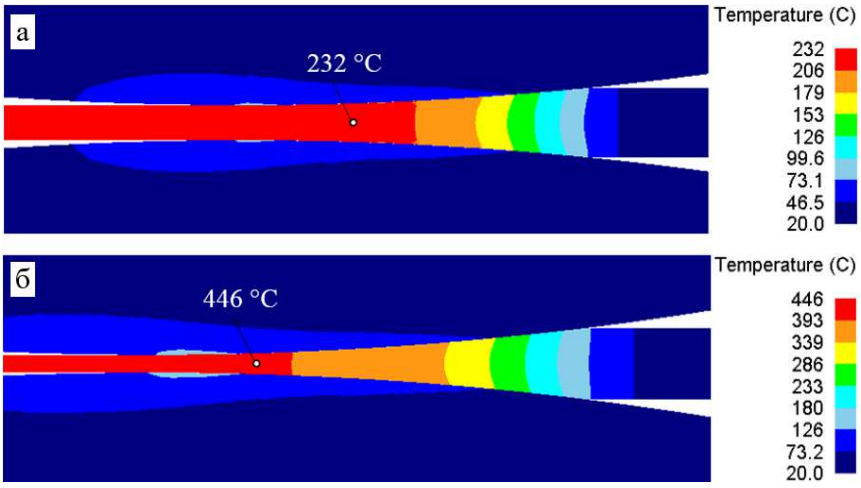


Рисунок 3 – Деформационный разогрев при симметричной тонколистовой прокатке алюминиевого сплава 5083 с обжатием $\varepsilon = 50$ % (а) и $\varepsilon = 75$ % (б)

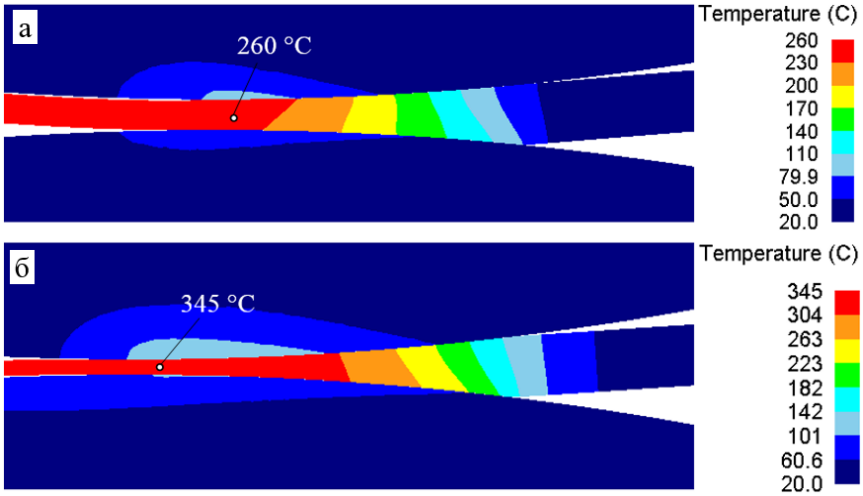


Рисунок 4 – Деформационный разогрев при асимметричной тонколистовой прокатке алюминиевого сплава 5083 с обжатием $\varepsilon = 50$ % (а) и $\varepsilon = 75$ % (б)

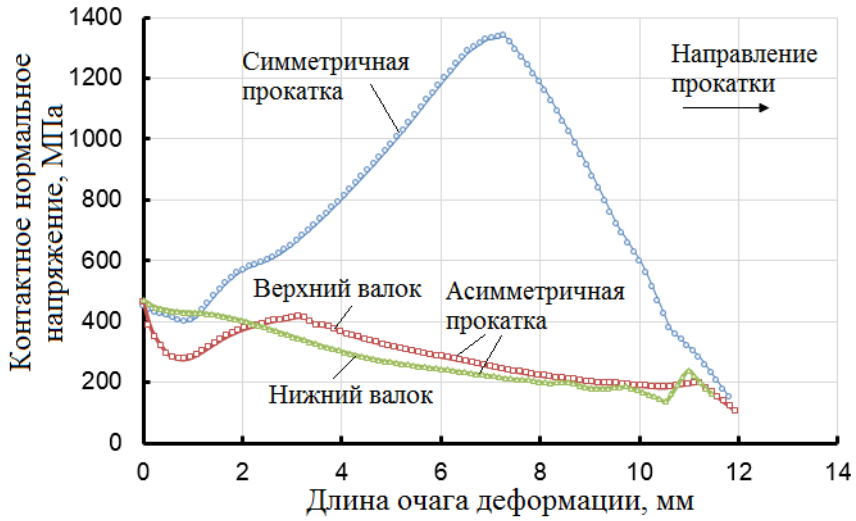


Рисунок 5 – Распределение контактных нормальных напряжений по длине очага деформации при симметричной и асимметричной прокатке с обжатием $\varepsilon = 75$ % (при V_1= 100 мм/с)

При прокатке с рассогласованием скоростей валков среднее (гидростатическое) напряжение в очаге деформации снижается в ~3,4 раза. При симметричной прокатке максимальное напряжение составляет – 1290 МПа, а при асимметричной прокатке – 377 МПа (рисунок 6). Поскольку в обоих случаях средние напряжения отрицательные, то в очаге деформации металл находится в условиях всестороннего сжатия.

Среднее (гидростатическое) напряжение представляет собой первый инвариант тензора напряжений и определяет пластичность металла. Переход металла в пластическое состояние определяется вторым инвариантом тензора напряжений и характеризуется интенсивностью напряжений, которая зависит от НДС металла и определяется механическими свойствами материала. Максимальные значения интенсивности напряжений практически одинаковы при симметричной и асимметричной прокатке (рисунок 7) и составляют 325 и 331 МПа, соответственно.

Результаты расчета показали, что сила прокатки при обжатиях 50 – 75 % и рассогласовании скоростей валков V_1/V_2 =2 – 4 снижается в 2,4 – 3,2 раза в сравнении с симметричными условиями деформирования, однако при этом происходит существенное увеличение моментов прокатки (рисунки 8 и 9). При симметричной прокатке моменты на верхнем и нижнем валках одинаковые и составляют ≈47 кН·мм при $\varepsilon = 50$% (точка А на рисунке 8) и ≈76 кН·мм при $\varepsilon = 75$ % (точка А на рисунке 9). При асимметричной прокатке момент на нижнем валке (участок E″F″ на рисунке 8) скачкообразно возрастает в 3,5 раза до ≈164 кН·мм, а на верхнем (участок E′F′ на рисунке 8) в 2,6 раза до ≈122 кН·мм при $\varepsilon = 50$ %. Аналогичный характер изменения моментов при асимметричной прокатке с обжатием 75 % (рисунок 9). Однако в сравнении с симметричными условиями деформирования моменты воз-

растают в меньшей степени: на нижнем валке (участок E″F″ на рисунке 9) момент возрастает в 1,8 раза до ≈137 кН·мм, а на верхнем (участок E′F′ на рисунке 9) в 1,1 раза до ≈85 кН·мм.

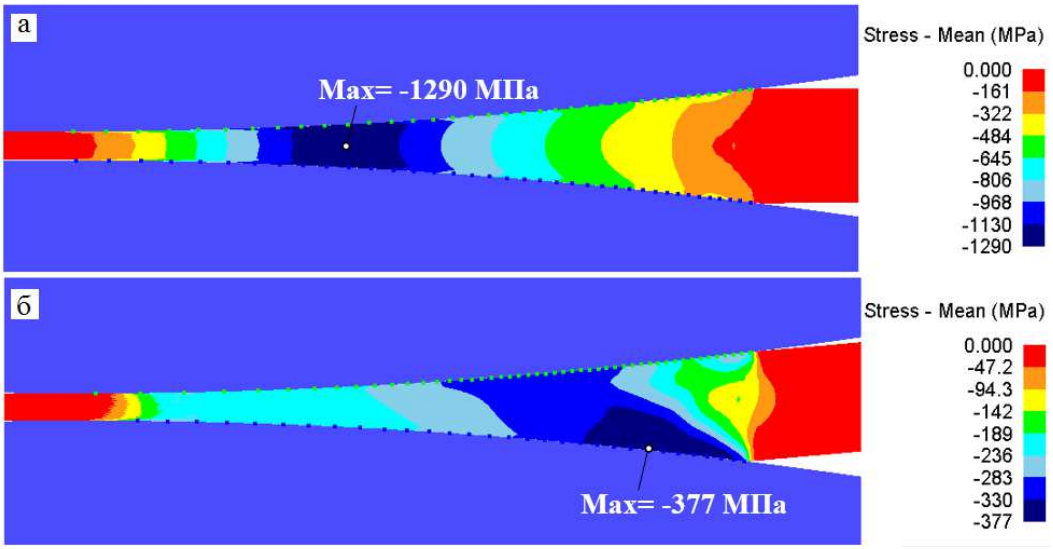


Рисунок 6 – Поле средних напряжений при симметричной (а) и асимметричной (б) прокатке с обжатием $\varepsilon = 75$ % (при $V_1 = 100$ мм/с)

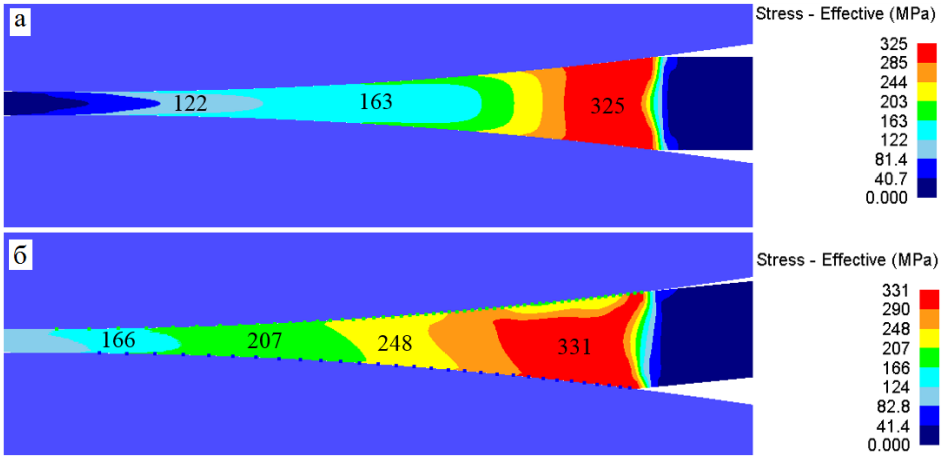


Рисунок 7 – Поле интенсивности напряжений в очаге деформации при симметричной (а) и асимметричной (б) прокатке с обжатием $\varepsilon = 75$ % (при $V_1 = 100$ мм/с)

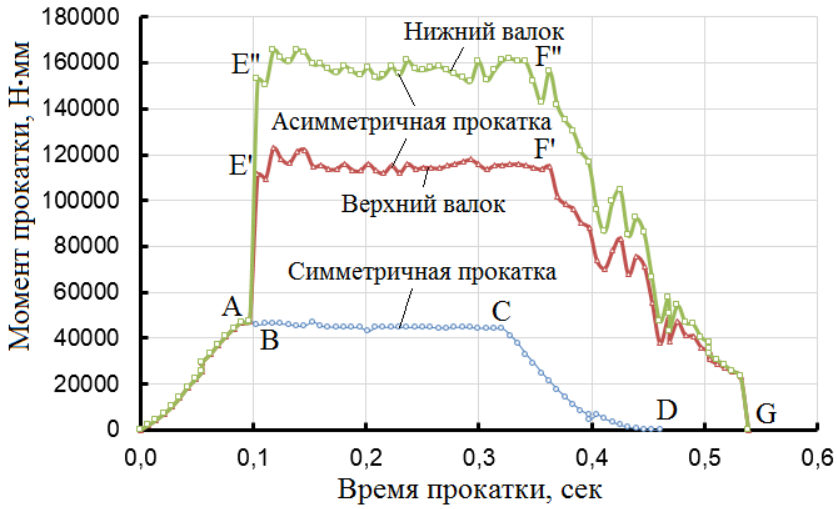


Рисунок 8 – Изменение момента прокатки (на 1,0 мм ширины листа) во времени при симметричной и асимметричной прокатке с обжатием $\varepsilon = 50$ % ($V_1 = 100$ мм/с)

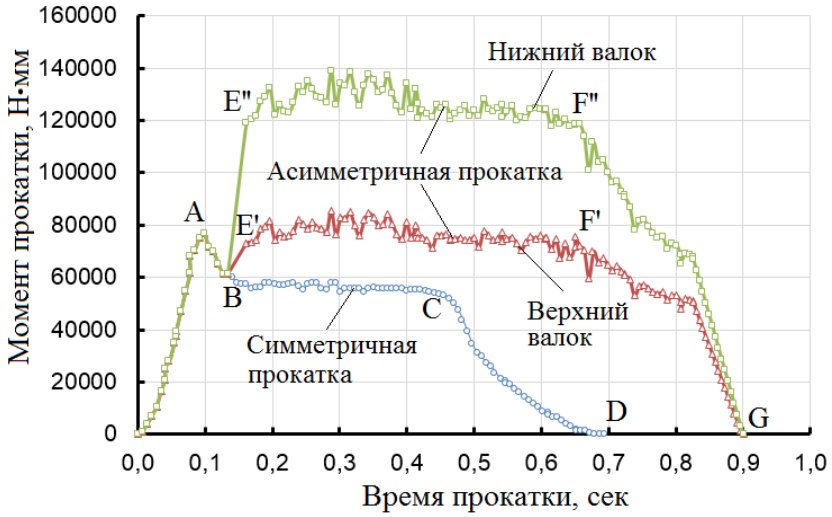


Рисунок 9 – Изменение момента прокатки (на 1,0 мм ширины листа) во времени при симметричной и асимметричной прокатке с обжатием $\varepsilon = 75$ % (V_1= 100 мм/с)

Кроме того, при асимметричной прокатке при увеличении обжатия с 50 до 75 % моменты на валках даже снижаются. Это связано с уменьшением силы прокатки, с одной стороны, из-за более высокого деформационного разогрева металла, а с другой, – из-за более высоких сдвиговых деформаций при увеличении рассогласования скоростей валков до $V_1/V_2 = 4$. Сдвиговые деформации при асимметричной прокатке характеризуются углом сдвига φ слоев металла (рисунок 10).

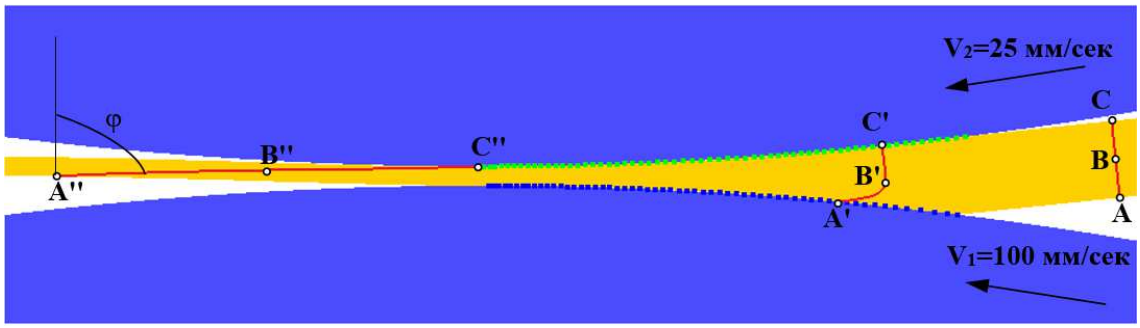


Рисунок 10 – Сдвиг слоев металла при асимметричной прокатке с обжатием $\varepsilon = 75$ %

На деформационный разогрев металла существенное влияние оказывает скорость прокатки. Для того чтобы исключить влияние деформационного разогрева металла на силовые параметры процессы рассмотрели вариант прокатки со скоростью V_1= 1 мм/с. Результаты моделирования показали, что при таких условиях температура разогрева металла в очаге деформации не превышает 50 °С. Сила прокатки в симметричных условиях деформирования составила ≈22 кН (рисунок 11), а момент прокатки ≈114 кН·мм (рисунок 12). При асимметричных условиях деформирования сила прокатки снизилась в 3,1 раза и не превышала ≈7 кН (рисунок 11), момент прокатки на нижнем валке увеличился в 2,1 раза до ≈245 кН·мм, а на верхнем возрос в 1,5 раза до ≈167 кН·мм (рисунок 12).

Анализ кинематических зон очага деформации показал, что при симметричной прокатке с обжатием 75 % и высоком контактном трении (μ = 0,4) присутствуют зоны отставания и опережения, что свидетельствует о стабильности процесса. В свою очередь, при асимметричной прокатке с обжатием 75 % и рассогласованием скоростей V_1/V_2 =4 на нижнем валке реализуется только зона отставания, а на верхнем валке – зона отставания и опережения. Наличие зоны опережения, как минимум, на одном из валков является критерием стабильности процесса асимметричной прокатки.

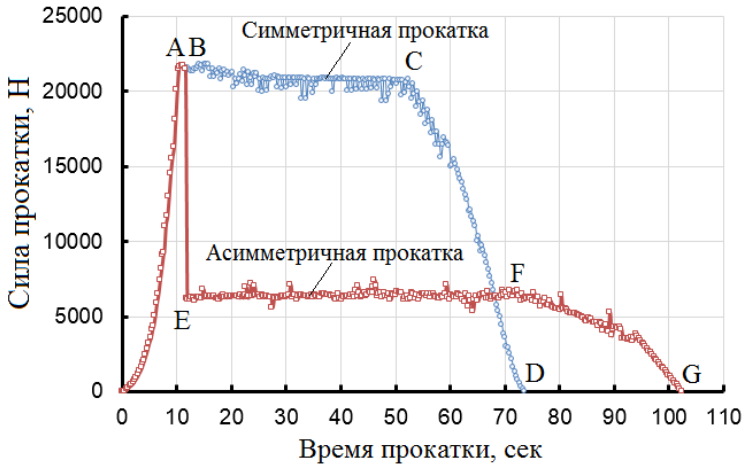


Рисунок 11 – Изменение силы прокатки (на 1,0 мм ширины листа) во времени при симметричной и асимметричной прокатке при $\varepsilon = 75$ % (V_1= 1 мм/с)

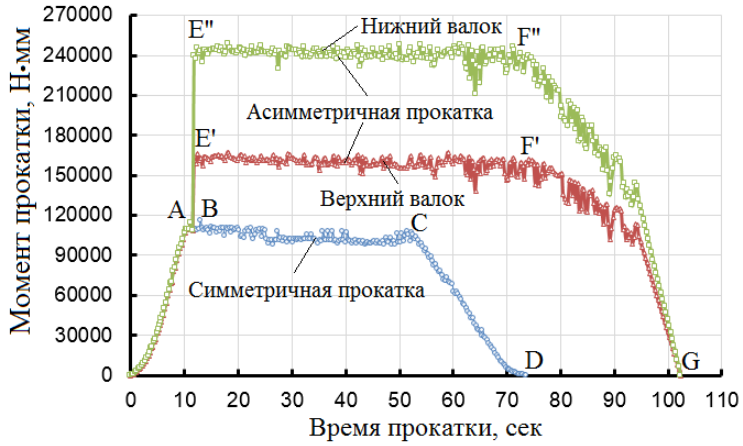


Рисунок 12 – Изменение момента прокатки (на 1,0 мм ширины листа) во времени при симметричной и асимметричной прокатке при $\varepsilon = 75$ % (V_1= 1 мм/с)

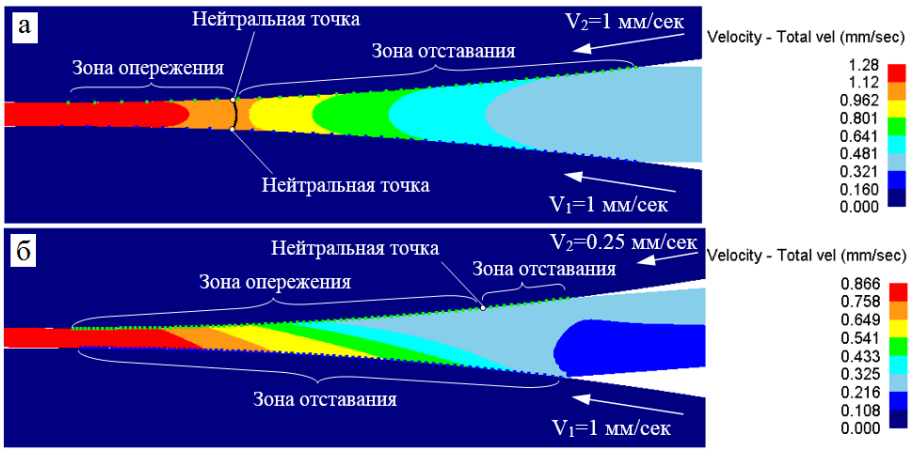


Рисунок 13 – Кинематические зоны очага деформации при симметричной (а) и асимметричной (б) прокатке

Выводы

1. Сила прокатки при обжатиях 50 – 75 % и рассогласовании скоростей валков V_1/V_2 = 2 – 4 снижается в 2,4 – 3,2 раза в сравнении с симметричными условиями деформирования, однако при этом существенно возрастают моменты прокатки: на нижнем валке в 1,5 – 3,5 раза, а на верхнем – в 1,1 – 2,6 раза.

2. Существенное влияние на силовые параметры процесса асимметричной прокатки оказывает деформационный разогрев алюминиевого сплава Al 5083 в очаге деформации, достигающий 345

°C при $\varepsilon = 75$ %, V_1= 100 мм/с, V_1/V_2 = 4 и μ = 0,4. При снижении скорости прокатки V_1 до 1 мм/сек разогрев металла не превышает 50 °C, однако при этом сила прокатки возрастает в 1,75 раза с 4 до 7 кН (на и 1 мм ширины листа), момент прокатки на нижнем валке увеличивается в 1,8 раза с 137 кН·мм до 245 кН·мм (на и 1 мм ширины листа), а на верхнем возрастает в 1,96 раза с 85 кН·мм до 167 кН·мм (на и 1 мм ширины листа).

3. Результаты исследования могут быть полезны при разработке оптимальных режимов асимметричной прокатки алюминиевых сплавов для получения УМЗ структуры и повышенных прочностных свойств.

Библиографический список

1. Ji Y.H., Park J.J. Development of severe plastic deformation by various asymmetric rolling processes // Materials Science and Engineering: A. Vol. 499. 2009. – P. 14 – 17.

2. J. Jiang, Yi Ding, F. Zuo, A. Shan. Mechanical properties and microstructures of ultrafine-grained pure aluminum by asymmetric rolling // Scripta Materialia. Vol. 60. 2009. – P. 905 – 908.

3. Lorentz, Young Gun Ko. Microstructure evolution and mechanical properties of severely deformed Al alloy processed by differential speed rolling // Journal of Alloys and Compounds. Vol. 536S. – 2012. – P. S122 – S125.

4. Cui Q, Ohori K. Grain refinement of high purity aluminum by asymmetric rolling // Materials Science and Technology. 2000. Vol. 16. P. 1095 – 1101.

5. Zuo F., Jiang J., Shan A. Shear deformation and grain refinement in pure Al by asymmetric rolling // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. Vol. 18. – 2008. – P. 774 – 777.

6. Bobor K. et al. Microstructure and mechanical properties of Al 7075 alloy processed by differential speed rolling // Mechanical Engineering. Vol. 56. – 2012. – P. 111 – 115.

7. Pesin A., Pustovoytov D. Influence of process parameters on distribution of shear strain through sheet thickness in asymmetric rolling // Key Engineering Materials. Vol. 622 – 623. 2014. P. 929 – 935.

8. Pesin A., Pustovoytov D., Korchunov A., Wang K., Tang D., Mi Z. Finite element simulation of shear strain in various asymmetric cold rolling processes // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2014. – № 4 (48). – С. 32 – 40.

9. Патент № 2542212 РФ, МПК B21B 1/28. Способ производства холоднокатаной полосы / А.М. Песин, Д.О. Пустовойтов. Заявл. 06.11.2013; опубл. 20.02.2015; Бюл. №5.

10. Sverdlik M., Pesin A., Pustovoytov D., Perekhozhikh A. Numerical research of shear strain in an extreme case of asymmetric rolling // Advanced Materials Research. 2013. Т. 742. С. 476-481.

СЕКЦИЯ 4. ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ СВАРКИ И ПОЛУЧЕНИЯ ПОРОШКОВЫХ, КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ И ПОКРЫТИЙ

УДК 621.791

СВАРКА В ЗАЩИТНЫХ ГАЗАХ ПРОВОЛОКОЙ СПЛОШНОГО СЕЧЕНИЯ: ПУТИ ПОВЫШЕНИЯ ЭФФЕКТИВНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ В МАШИНОСТРОЕНИИ

Зернин Е.А., Кузнецов М.А., Павлов Н.В., Карцев Д.С.

Юргинский технологический институт (филиал)
Томского политехнического университета,
г. Юрга, Россия, zernin@tpu.ru

Аннотация. *Рассмотрены основные направления развития и совершенствования технологических процессов сварки в защитных газах, как инертных, так и активных. Выделены три направления: физико-химическое, энергетическое, конструкторско-технологическое.*

Ключевые слова. *Сварка в защитных газах, функциональные покрытия, импульсные технологии, автоматизация проектирования технологических процессов.*

MIG/MAG: WAYS TO IMPROVE EFFICIENCY OF APPLICATION IN MECHANICAL ENGINEERING

Zernin E.A., Kuznetsov M.A., Pavlov N.V., Karzev D.S.

Yurga Technologic Institute affiliated to National Research Tomsk Polytechnic University,
Yurga, Russia, zernin@tpu.ru

Annotation. *The main directions of development and improvement of technological processes of welding in protective gases, both inert and active. Identify three areas: physical-chemical, energy, engineering and design.*

Key words. *Welding in protective gases, functional coatings, pulse technology, the automation of the design process.*

Повышение требований к качеству, безопасности, сроку службы металлоконструкций и растущая конкуренция на рынке, требует внедрение в производство новых технологий сварки, которые при увеличении качества выпускаемой продукции снижают ее себестоимость.

Для выполнения поставленных выше задач кафедра сварочного производства ЮТИ ТПУ ведет работы по следующим направлениям:

1. Химико-физическое, основанное на воздействии на металлургические и энергетические процессы сварки путем изменения состава газовой среды.
2. Энергетическое, основанное на управлении во времени тепловым и силовым воздействием на основной и электродный металлы для регулирования технологических характеристик процесса сварки.
3. Автоматизация проектирования технологических процессов сборки и сварки.

Химико-физическое направление [1].

Элементы, входящие в состав электродной проволоки или находящиеся на ее поверхности, оказывают значительное влияние на теплофизические свойства сварочной дуги и характер переноса металла. Это явление широко используется для повышения стабильности дуги путем ввода в дуговой промежуток элементов, обладающих низким потенциалом ионизации.

Одним из способов повышения эффективности и производительности процесса сварки явля-

ется использование функциональных покрытий, которые наносятся перед сваркой на поверхность изделий. Функциональные покрытия являются универсальными и выполняют следующие функции. Первая – введение в зону дуги небольших количеств активирующих присадок. Положительное воздействие таких присадок на горение дуги, перенос электродного металла и формирование швов связано с усилением объемной ионизации в столбе дуги и, как следствие, с повышением электропроводности дугового промежутка. Это позволяет значительно расширить диапазон режимов работы, стабилизировать процесс переноса электродного металла, снизить потери металла на угар и разбрызгивание.

Вторая функция покрытий – защита свариваемого изделия от брызг расплавленного электродного металла. Это функция особенно актуальна для сварки в активных газах, т.к. повышенное разбрызгивание металла, характерное для этого процесса, ведет к сцеплению капель металла с поверхностью свариваемых деталей и элементов сварочной аппаратуры.

Преимущества функциональных покрытий по сравнению с аналогичными средствами: положительно влияют на процесс сварки; соответствуют санитарно-гигиеническим нормам; не взрывоопасны; имеют малый расход на 1 погонный метр шва; не теряют технологических и эксплуатационных свойств при значительных колебаниях температуры; легко удаляются с поверхности изделия после сварки (рисунок 1).

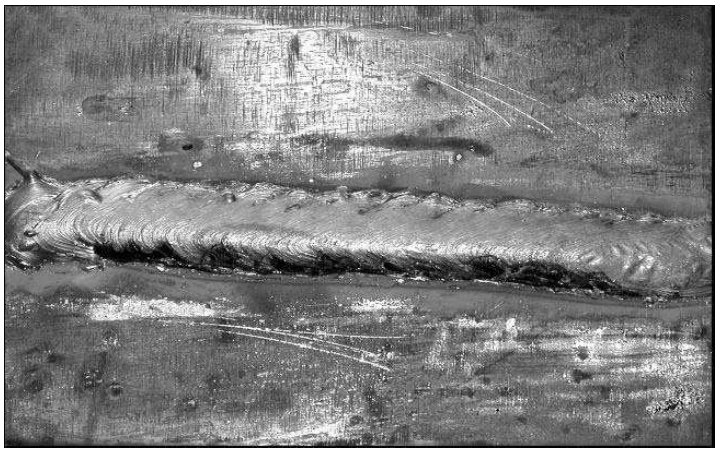


Рисунок 1 – Внешний вид свариваемых пластин с применением функциональных покрытий

Энергетическое направление [2, 3].

Это направление основано на использовании нестационарных импульсных процессов, которые реализуются различными техническими средствами. Первый – это управление переносом электродного металла, основанный на импульсном питании сварочной дуги, второй – механическое программирование перехода капли в сварочную ванну при помощи импульсной подачи сварочной проволоки.

Сварка с импульсной подачей сварочной проволоки является нестационарным процессом, т.к. сопровождается изменением сварочного тока, что, в свою очередь, влияет на характер плавления электродного металла и его переноса через дуговой промежуток. В случае импульсной подачи сварочной проволоки, дозированные порции электродного металла, задаваемые шагом подачи, под действием силы инерции во время торможения проволоки переходят в сварочную ванну. Так как ускорение проволоки во время импульса на порядок выше ускорения свободного падения, то и скорость капли электродного металла будет выше скорости при ее естественном обрыве, поэтому данный способ имеет преимущества перед сваркой с непрерывной подачей сварочной проволоки в различных пространственных положениях.

Для реализации такого процесса механизм подачи сварочной проволоки должен обладать такими динамическими параметрами как высокая скорость нарастания подачи сварочной проволоки и высокое ускорение торможения.

Также для сварки тонких металлов и изделий из материалов, чувствительных к термическим циклам разработана автоматизированная система для сварки в CO_2 с импульсной подачей сварочной проволоки и модуляцией тока дуги.

Разработанные механизмы (рисунок 2) и технологии сварки позволяют: получить управляемый перенос электродного металла, что улучшает формирование сварного шва и снижает разбрызгивание; уменьшить ширину зоны термического влияния и повысить механические свойства сварного соединения.

Автоматизация проектирования технологических процессов сборки и сварки [3].

На основе проведенного анализа существующих на данный момент времени САПР сделан вывод о том, что существующие системы автоматизированного проектирования не отражают всех специфических особенностей необходимых при проектировании технологического процесса наплавки и в основном направлены на общее машиностроение.

Для процессов сборки и сварки разработано компьютерное приложение (САПР ТП), предназначенное для создания технологической документации, с возможностью автоматизации расчетов и выбора параметров режимов сварки, используемого оборудования, основных и вспомогательных материалов (рисунок 3). Данное приложение адаптировать под технологические возможности предприятия.

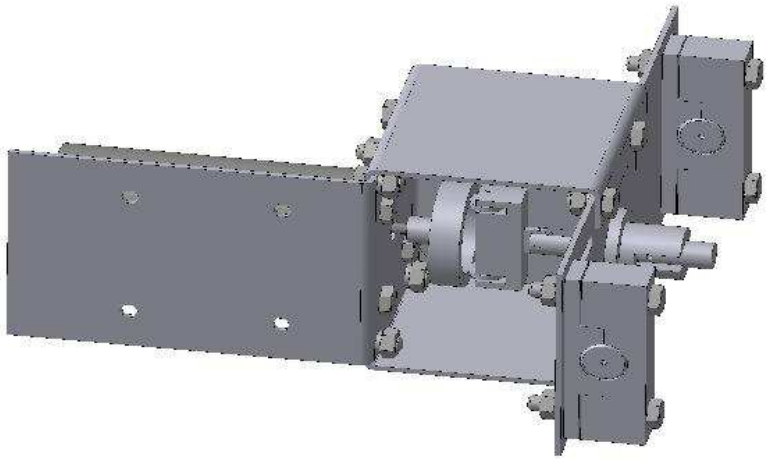


Рисунок 2 – Внешний вид механизма импульсной подачи сварочной проволоки (может быть использован как в составе автомата, так и в составе полуавтомата для сварки плавящимся электродом в защитных газах)

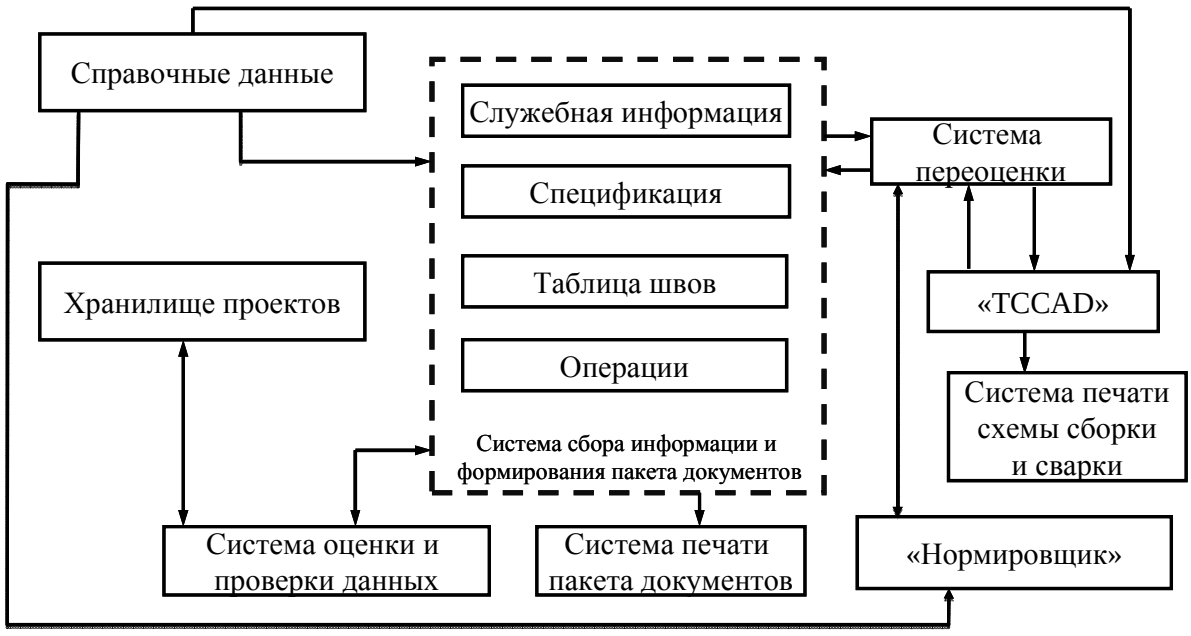


Рисунок 3 – Структурная схема работы САПР ТП

Библиографический список

1. Зернин Е.А., Сабиров И.Р., Кузнецов М.А., Колмогоров Д.Е. К вопросу применения функциональных покрытий при механизированной сварке в защитных покрытиях // Горное машиностроение: Отдельный выпуск Горного информационно-аналитического бюллетеня (научно-технического журнала). 2011. - № ОВ2 - 488 с. С. 409 – 415.

2. Павлов Н.В., Крюков А.В., Домнина Е.Г., Зернин Е.А. Формирование структуры хромони-

келевых аустенитных сталей при сварке с импульсной подачей проволоки в смеси газов // Технология металлов. 2013. № 2. С. 22 – 26.

3. Крампит А.Г., Крампит М.А., Зернин Е.А. Современные способы импульсно-дуговой MIG/MAG сварки // Технологии и материалы. – 2015. – № 1. – С. 4 – 11. – Режим доступа: http://tehscience.ru

4. Павлов Н.В., Сапожков С.Б., Зернин Е.А., Крюков А.В. Автоматизация процесса проектирования технологического процесса сборки и сварки металлоконструкций «САПР ТП» // Технология машиностроения. – 2009. – № 5. С. 44 - 45.

УДК 621.791.03

ВЛИЯНИЕ ТИПА ПОКРЫТИЯ, ПРИМЕНЯЕМОГО ДЛЯ ЗАЩИТЫ ПОВЕРХНОСТИ ОТ БРЫЗГ РАСПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА, НА САНИТАРНО-ГИГИЕНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ММА*

Садыков И.Д.

Юргинский технологический институт (филиал)
Томского политехнического университета,
г. Юрга, Россия

***Аннотация**: В статье рассмотрено состояние вопроса о величине разбрызгивания и набрызгивания электродного металла при ручной дуговой сварке покрытыми электродами. В качестве средства снижения величины набрызгивания применяют защитные покрытия. Результаты исследования составляющих компонентов сварочной аэрозоли образующейся при ручной дуговой сварке покрытыми электродами с применением защитных покрытий представлены в виде сравнительных гистограмм.*

***Ключевые слова:** Покрытые электроды, защитные покрытия, РДС, разбрызгивание, набрызгивание.*

INFLUENCE OF THE COATING TYPE, USED TO PROTECT SURFACES AGAINST MOLTEN METAL SPLASHES, ON SANITARY FEATURES OF MMA

I.D. Sadykov

Yurga Technological Institute (branch) of the Federal State Autonomous Educational Institution of Higher Education «National Research Tomsk Polytechnic University»
Yurga,Russia

***Abstract**: The article considers the issue of amount of spatter and splashing of electrode metal in manual arc welding by covered electrodes. Protective coating is used as a means of decreasing the amount of splashing. The results of research of components of the welding particulate pollutant formed in manual arc welding by covered electrodes with application of protective coating are presented in the form of comparative histograms.*

***Key words:** Covered electrodes, protective coatings, MMA, splashing, spraying.*

Ручная дуговая сварка покрытыми электродами в настоящие время остается основным способом сварки неповоротных стыков магистральных и промысловых нефтепроводов, эксплуатируемых в условиях Западной Сибири, при соединении секций или отдельных труб в непрерывную нитку, а также при проведении ремонтных работ. К тому же выполнение сварочно-монтажных работ в северных районах России возможно преимущественно зимой при низких температурах воздуха (до -50 °С), что является одним из препятствий для продвижения механизированных способов сварки [1].

Одним из недостатков РДС покрытыми электродами является разбрызгивания электродного

* Исследования проводились на базе Юргинского технологического института Томского политехнического университета и филиала ФГУЗ «Центр гигиены и эпидемиологии в Кемеровской области» в г. Юрга и Юргинском районе.

металла [2].

Разбрызгивание электродного металла сопровождается набрызгиванием его на поверхность свариваемых деталей при сварке покрытыми электродами, которое может достигать существенных значений (до 11 % массы электродного стержня). Установлено [3], что трудоемкость по отчистки поверхности свариваемых изделий от брызг расплавленного металла, составляет от 15 – 20 % от основного времени сварки.

Снизить величину набрызгивания капель расплавленного металла на поверхность свариваемых деталей можно тремя способами [1]:

1 устранить или снизить величину разбрызгивания (1 разработкой систем управления переносом металла; 2 разработкой новых сварочных материалов, технологий и приемов сварки);

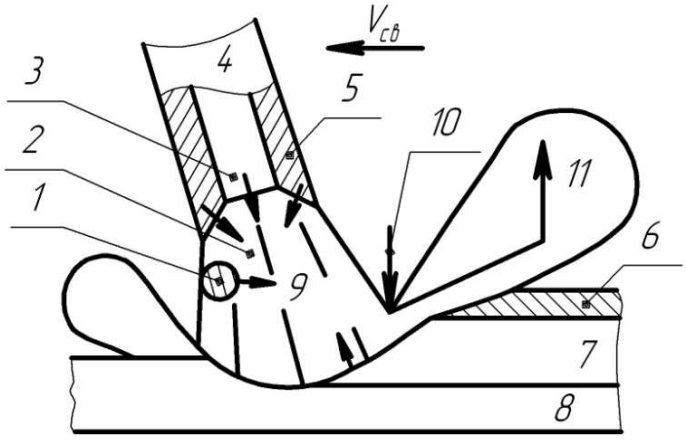
2 применением покрытий для защиты поверхности свариваемого металла от брызг расплавленного металла.

3 уменьшить величину разбрызгивания и набрызгивания путем применения защитных покрытий с активирующими добавками.

В работах [1, 2] отраженно эффективность применения защитного покрытия при ручной дуговой сварке покрытыми электродами, однако исследований о влияния их на состояния воздуха рабочей зоны сварщика не проводились.

Известно [4, 5], что некоторые из применяемых защитных покрытий при механизированной сварки в углекислом газе ухудшают санитарно-гигиенические условия работы, в частности, вследствие выделения веществ с неприятными запахами – смеси газов, образующихся при термической диссоциации газошлакообразующих компонентов сварочных и присадочных материалов (окись и двуокись углерода – CO, CO_2; фтористый водород – HF и др.) и за счет фотохимического действия ультрафиолетового излучения дугового разряда на молекулы газов воздуха (окислы азота – NO, NO_2; озон – O_3).

Процесс образования сварочного аэрозоля (СА) заключается в следующем: при электродуговом процессе из-за воздействия на основной металл и материал электрода тепла дуги происходит их плавление и частичное испарение. Образовавшиеся в высокотемпературной зоне пары материала электрода и сварочной ванны выделяются в окружающую среду, имеющую более низкую температуру, где, конденсируясь в твердые частицы, образуют в воздухе взвесь мелкодисперсных частиц, которые за счет аэродинамических сил продолжительное время могут находиться во взвешенном состоянии (рисунок 1) Таким образом, по механизму образования СА относятся к аэрозолям конденсации и представляют собой дисперсную систему, в которой дисперсной фазой являются мелкие частицы твердого вещества – твердая составляющая сварочного аэрозоля (ТССА), а дисперсионной средой – смесь газов, или газообразная составляющая СА (ГССА) [6].



1– капля; 2 – дуга; 3 – стержень; 4 – плавящийся электрод; 5 – покрытие; 6 – шлак; 7 – металл шва; 8 – основной металл; 9 - высокотемпературный пар; 10 – граница конденсации; 11 – аэрозоль

Рисунок 1 – Механизм образования ТССА при сварке покрытыми электродами

В работе [7] были проведены исследования при РДС покрытыми электродами по защитным покрытиям. Исследования проводились с целью выявления валовых выделений пыли и газов при РДС покрытыми электродами с применением защитных покрытий в лабораторных условиях, при этом изучались: количество пыли, образующейся при сварке, и ее химический состав, содержание в пыли марганца, качественный и количественный состав дисперсионной среды, образующегося сварочного аэрозоля, содержание: окиси и двуокиси углерода – CO, CO_2; окиси кремния – SiO; окислы

азота – NO, NO_2; озон – O_3 и т.д.

Сварка в РДС покрытыми электродами производилась на стальных образцах с нанесенными защитными покрытиями (различных марок) по всей поверхности, электродами марки Ок 73.70 диаметр 4 мм. Сварочный ток устанавливали 140 А. Отбор проб воздуха для определения уровня загрязнения воздушной среды проводился в зоне дыхания сварщика. В исследованиях использовали следующие оборудование: аспиратор для отбора проб воздуха мод. 822; барометр-анероид БАММ-1; психрометр аспирационный МВ-4М; газоанализатор «ЭЛАН-СО-50».

Аспиратор работал 20 минут при каждом отборе пробы, протягивая за это время 0,2 $м^3$ воздуха. Количество образующейся при сварке пыли определяли по разности весов фильтров, через которые осуществлялось протягивание воздуха [7]:

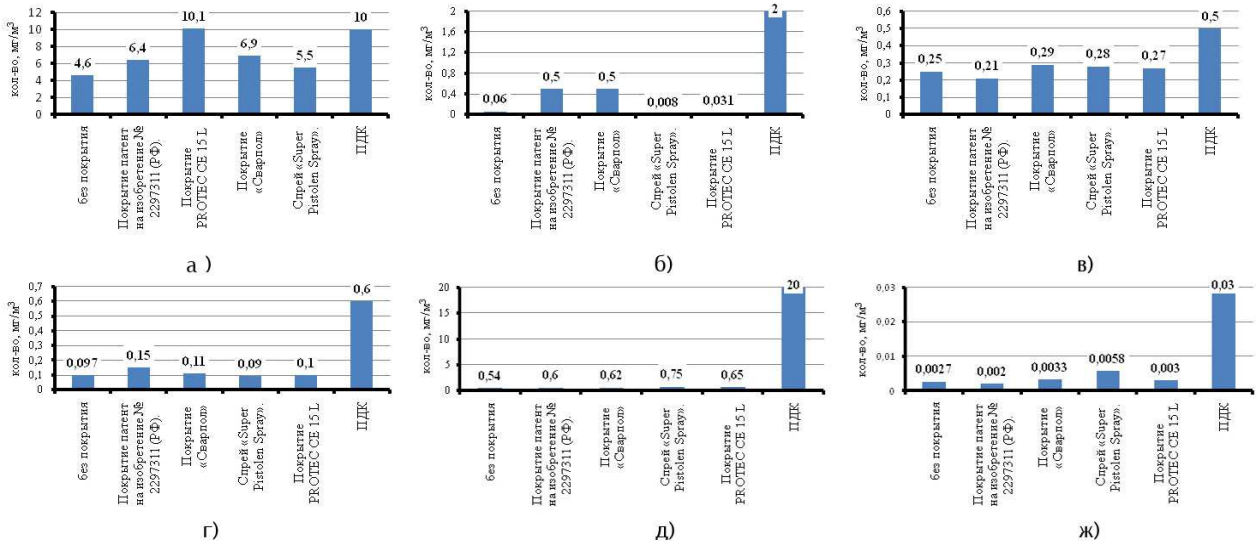
$$P = \frac{M_1 - M_2}{V},$$

где M_1 – масса фильтра после сварки и контрольного времени, г;

M_2 – исходная масса фильтра, г;

V – объем протянутого через фильтр воздуха, $м^3$.

Полученные результаты исследования составляющих компонентов сварочной аэрозоли образующейся при РДС покрытыми электродами с применением защитных покрытий представлены в виде сравнительных гистограмм представленных на рисунке 2. Для проведения исследования были отобраны наиболее применяемые защитные покрытия: 1 – разработанное защитное покрытие [8]; Сварпол (производитель ПКП «Промтехснаб» г. Омск); Спрей «Super Pistolen Spray» (производитель фирма Binzel); Покрытие PROTEC CE 15 L.



а – сварочная пыль; б – двуокись азота; в – фтористый водород; г – марганец;
д – окись углерода; ж – хром (шести валентный)

Рисунок 2 – Зависимость концентрации компонентов сварочной аэрозоли при РДС покрытыми электродами с применением различных защитных покрытий

Анализ результатов исследований показал, что при РДС покрытыми электродами с применением защитных покрытий происходит незначительно увеличение основных составляющие компонентов сварочного аэрозоля, однако превышения ПДК [9] отмечено не было.

Библиографический список

1. Сабиров И.Р., Ильященко Д.П., Зернин Е.А. Применение функциональных покрытий при дуговой сварке плавящимся электродом. Новые промышленные технологии. 2009. №1 С.7-9.

2. Ильященко Д.П. Сапожков С.Б. Разбрызгивание при ручной дуговой сварке покрытыми электродами и способы его снижения. Сварочное производство. 2007. № 12. С.28–31.

3. Федько В.Т., Ястребов А.П., Ильященко Д.П.проблемы разбрызгивания металла при ручной дуговой сварке покрытыми электродами (обзор)//Технология машиностроения.-2005. №3. С.23-31.

4. Томас К.И., Сапожков С.Б., Федько В.Т. Исследование санитарно-гигиенических характеристик покрытий, применяемых для защиты поверхности свариваемых изделий от брызг расплавлен-

ного металла при сварке в углекислом газе// Технология металлов. 1999. № 1. С. 40–44.

5. Федько В.Т., Попков А.М. Влияние защитных покрытий на санитарно-гигиенические условия труда при сварке в углекислом газе // Сварочное производство. 1974. № 6. С. 56–58.

6. Ильященко Д.П., Гришагин В.М. Сварочный аэрозоль как основной фактор влияющий на безопасность труда сварщика // Сварочное производство. 2009. № 5. С.51-55.

7. Шадский С.В., Ильященко Д.П., Сапожков С.Б. Санитарно-гигиенические характеристики ручной дуговой сварки покрытими электродами с применением защитного покрытия // Безопасность труда в промышленности. 2009. № 6. С. 30-34.

8. Сапожков С.Б., Зернин Е.А., Ильященко Д.П. Покрытие для защиты поверхности от налипания брызг расплавленного металла при дуговой сварке плавлением. Патент на изобретение № 2297311 (РФ) Приоритет от 09.03.2006.

9. ГН 2.2.5.1313 – 03 Предельные допустимые концентрации вредных веществ в воздухе рабочей зоны.

УДК 621.791.65

ПРИНЦИПЫ УПРАВЛЕНИЯ ПЛАВЛЕНИЕМ И ПЕРЕНОСОМ ЭЛЕКТРОДНОГО МЕТАЛЛА ПРИ СОВРЕМЕННЫХ СПОСОБАХ СВАРКИ

Крампит А.Г.

Юргинский технологический институт (филиал)
Томского политехнического университета,
г. Юрга, Россия, akrampit@mail.ru

Аннотация: *В данной статье рассмотрены способы управления плавлением и переносом электродного металла, с точки зрения управляющего воздействия на процессы, протекающие в сварочной дуге.*

Отмечено актуальность эффективного применения импульсных способов сварки, так как данные методы создают наиболее благоприятные условия для активного управления плавлением и переносом электродного металла, тем самым позволяют повысить качество сварки в различных пространственных положениях и получить сварной шов с заданными свойствами.

Ключевые слова: *способы управления, импульсно-дуговая сварка, сварка короткой дугой, сварка длинной дугой, комбинированные способы управления.*

PRINCIPLES OF MELTING CONTROL AND ELECTRODE METAL TRANSFER IN THE MODERN WELDING METHODS

A.G. Krampit

Yurga Technological Institute (branch) of the Federal State Autonomous Educational Institution of Higher Education «National Research Tomsk Polytechnic University»
Yurga, Russia, akrampit@mail.ru

Abstract*: This article provides an overview of control melting and transfer of electrode metal, in terms of the control action on the processes occurring in the welding arc.*

It was noted that at present, the relevance of the effective application of pulsewelding processes is evident, as these techniques create the most favorable conditions for the active control of melting and transfer of electrode metal, thus can improve the quality of welding in different positions and get a weld with desired properties.

Key words*: control the pulse welding, weld, short arc, long arc.*

При производстве металлоконструкций для различных областей народного хозяйства используют сварку. При всем многообразии существующих способов сварки – дуговая сварка останется основным способом получения неразъемных соединений.

Вопросы, связанные с управлением процессов плавления и переноса электродного металла, остаются актуальными и в настоящее время. Это обусловлено дальнейшим развитием элементов си-

ловой электроники.

В статье приведены принципы управления плавлением и переносом электродного металла современных способов сварки, с точки зрения управляющего воздействия на процессы, протекающие в сварочной дуге.

В настоящее время на рынке представлены различные модели сварочного оборудования. Следует отметить, что за последние 5 – 7 лет практически все фирмы добавили в свою линейку оборудование для импульсно-дуговой сварки. Дальнейшее развитие цифровой техники и использование инверторов позволяют получать новые аппараты и новые способы сварки: FastMigPulse, DeepARC, ForceArc, SpeedArcTandemControlSystem-KempArcPulse TCS, CMT; Interpulse, SpeedUp, SpeedPulse, SpeedRoot, TwinPulsing, Speed-TwinPulseThermalPulse, SynergicPulseWelding, PulseMigTwinPulse, SynergicPulse MIG welding.

Однако большое число процессов, многообразие их названий и общие поверхностные сведения, касающиеся практической стороны, затрудняют восприятие сущности процессов, особенно, если сравнивать способы сварки различных фирм производителей сварочного оборудования [1].

Современные импульсные способы дуговой сварки в защитных газах можно разделить следующим образом: сварка с импульсной подачей защитных газов, сварка с импульсной подачей электродной проволоки, с импульсным изменением тока и напряжения; сварка с наложением колебаний ультразвуковой частоты; с комбинированием перечисленных способов (например, комбинирование процессов импульсно-дуговой сварки и импульсной подачи электродной проволоки [2]).

Импульсно-дуговая сварка по сравнению со сваркой стационарной дугой обладает технологическими преимуществами, которые заключаются в широких возможностях для регулирования амплитуды, частоты и длительности импульсов сварочного тока.

В настоящее время актуальность эффективного применения импульсных способов сварки очевидна, так как данные методы создают наиболее благоприятные условия для активного управления плавлением, переносом электродного металла и формированием сварного шва, тем самым позволяют повысить качество сварки в различных пространственных положениях и получить сварной шов с заданными свойствами.

При импульсно-дуговой сварке воздействие на каплю электродного металла создается внешним устройством. В зависимости от длительности воздействия на образования и перенос одной или нескольких капель импульсный метод можно разделить: воздействия на уровне микроцикла (быстропротекающие процессы) и воздействия на уровне макроцикла (медленнопротекающие процессы). В первом случае, частота воздействия соизмерима с частотой плавления и переноса одной капли. Во втором случае, частота воздействия соизмерима с частотой плавления и переноса нескольких капель.

Импульсно-дуговую сварку по типу переноса электродного металла подразделяют на:

– сварку с короткими замыканиями (короткой дугой, с вынужденными короткими замыканиями (ВКЗ), с управляемым механизмом короткого замыкания);

– сварку без коротких замыканий (длинной дугой);

– сварку с чередующимся режимом с периодами с короткими замыканиями и без коротких замыканий.

На каплю электродного металла действует целый комплекс сил. Управление силами осуществляется за счет периодического изменения тока и напряжения на дуге, что вызывает изменение электродинамической силы. Данная сила пропорциональна квадрату силы тока.

Сварка «длинной дугой» в классическом случае осуществляется в наложении мощных импульсов на сварочную дугу, примером может служить первый способ сварки, предложенный в ИЭС им. Е.О. Патона, применяемый практически в неизменном виде при сварке в среде инертных газов. На интервале наложения импульса данная сила преобладает над действием всех остальных. Столб дуги расширяется, капля отрывается от торца электрода и направленно переносится в сварочную ванну.

При сварке «короткой дугой» для обеспечения надежного короткого замыкания ограничивают ток до нескольких десятков ампер. Силы давления дуги ослабевают и капля под преобладающим действием силы тяжести и поверхностного натяжения выравнивается на торце электрода и закорачивает дуговой промежуток. Для сокращения времени перехода капли может быть подан дополнительный импульс вплоть до момента образования перемычки между торцем электрода и каплей. Далее сварочных ток ограничивают на момент разрыва перемычки, после которого следует этап горения дуги. Далее этапы повторяются.

Отдельно следует рассмотреть сварку «укороченной дугой», когда при наложении импульса капля растягивается в направлении сварочной ванны и может кратковременно шунтировать дуговой промежуток, во время которого система источника питания ограничивает сварочный ток. Это позво-

ляет обеспечивать процесс на более низком напряжении (более короткой дугой) в сравнении с «длинной дугой» без опасения выброса капли в случае короткого замыкания.

Комбинированные способы могут сочетать, как чередование видов переноса - один цикл (или несколько циклов подряд) с короткими замыканиями - следующий (или несколько следующих циклов подряд) без коротких замыканий, так и совмещение импульсной подачи с импульсным изменением тока и напряжения [2]. В некоторых способах дополнительно вводят изменение длины дуги за счет изменения скорости подачи (или импульсной подачи сварочной проволоки), причем может осуществляться и обратное движение проволоки. Изменение скорости подачи может осуществляться, как на интервале микроцикла [2], так и на интервале макроцикла [3].

При сварке в активных защитных газах «длинной дугой» несколько отличаются параметры импульсного питания: ток паузы; амплитуда и длительность импульса; время наложения импульса. В связи с теплофизическими особенностями активного газа необходимо импульс накладывать на еще не полностью сформировавшуюся каплю на торце электрода) [4]. Также необходимы большая длительность импульса и амплитуда импульса. Плавление и перенос электродного металла осуществляется на интервале действия импульса. В паузе при таком способе горит дуга при токе 5 – 30 А. Данные способы получили название с совмещенным или частично совмещенным плавлением и переносом электродного металла.

Для разделения стадий плавления и переноса при сварке в активных газах длинной дугой, т.е. чтобы плавление осуществлялось на интервале между импульсами, а перенос осуществлялся на интервале импульса, необходимо было обеспечить соосное расположением капли электродного металла. Это было решено введением паузы, на которой ток ограничивают перед наложением импульса [5]. В настоящее время разработаны аналогичные способы [6].

Таким образом, при всем многообразии разновидностей современных импульсных способов, представленных различными фирмами, все они основываются на представленных выше методах управления. Дальнейшее развитие силовой электроники и микропроцессорного управления позволяет реализовывать различные способы на серийно-выпускаемых аппаратах.

Библиографический список

1. Способ и устройство для импульсно-дуговой сварки плавящимся электродом в среде защитных газов / Крампит Н. Ю., Крампит А. Г. // Вестник Московского государственного технического университета имени Н.Э. Баумана. 2014 г. №2(95). С. 114-120.

2. Патент на изобретение № 2429111, от 20.09.2011г. Комбинированный способ импульсного управления процессом сварки плавящимся электродом. Князьков А.Ф., и др.

3. Welding With Double Modulation Of The Main Welding Parameters / Krampit A.G. // Welding International. 2012. Т. 26. № 11. 867-869.

4. Increasing the stability of the co2 welding process with a long arc / Krampit N.Y. // WELDING INTERNATIONAL. 2011. №9. 691-693.

5. Крампит Н.Ю., Крампит А.Г. Управление процессом плавления и переноса при сварке в углекислом газе длинной дугой / Монография. 2009. 119с.

6. Патент на изобретение №2191665, от 27.10.02г. Способ сварки. Князьков А.Ф. и др.

УДК 621.791.92

ТЕХНОЛОГИЯ МОДИФИКАЦИИ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПУТЕМ НАПЛАВКИ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ПОКРЫТИЙ

Захаров О.В., Макеев Д.Н.

Саратовский государственный технический университет имени Ю.А. Гагарина, г. Саратов, Россия, zov20@mail.ru

Аннотация. *Обоснована технология модификации конструкционных материалов и исследована возможность повышения микротвердости поверхностных слоев заготовок при наплавке интерметаллидных покрытий. Установлены эмпирические зависимости микротвердости от концентрации присадочного материала с помощью изменения скорости подачи присадочной проволоки и силы тока при наплавке.*

Ключевые слова: *модификация конструкционных материалов, интерметаллидные наплавочные покрытия*

TECHNOLOGY MODIFICATION OF STRUCTURAL MATERIALS BY MEANS SURFACING OF INTERMETALLIC COATING

Zakharov O.V., Makeev D.N.

Yuri Gagarin State Technical University, Saratov, Russia, zov20@mail.ru

Abstract. *The technology of modification of structural materials and studied the possibility of increasing the microhardness of the surface layers of workpieces during surfacing intermetallic coatings. Empirically established microhardness depending on the concentration of filler material by changing the filler wire feed speed and current during surfacing.*

Key words: *modification of structural materials, intermetallic coating surfacing*

В современных условиях при постоянном сокращении сырьевых ресурсов и необходимости повышения энергоэффективности производства важным направлением становится создание деталей с новыми покрытиями. Нанесение покрытий позволяет изменить технологию и использовать заготовки из недорогих материалов с более низкими физико-механическими характеристиками, а затем выполнять модификацию рабочих поверхностей высокопрочными легированными материалами [1 – 5].

Одним из таких подходов может стать модификация поверхностных слоев деталей путем наплавки интерметаллидных покрытий. Данная технология впервые разработана в СГТУ имени Гагарина Ю.А. и прошла предварительную экспериментальную проверку для создания новых и восстановления изношенных деталей автомобилей [6, 7].

При наплавке создается покрытие за счет расплавления присадочного материала и приповерхностной части основы, сплавления их и последующей кристаллизации на покрываемой части основы. Сварной шов кристаллизуется отдельными слоями толщиной в несколько сотых долей миллиметра. Слоистое строение кристаллизовавшегося металла связано с периодическими остановками процесса, вызванными задержками в уменьшении температуры сварочной ванны перед фронтом кристаллизации вследствие выделения скрытой теплоты. После отвода выделившейся теплоты в основной металл, кристаллизуется следующий слой расплава металла покрытия. Прерывистый характер первичной кристаллизации ванны расплавленного металла влияет на развитие слоистой неоднородности, при которой нижний участок слоя обогащен, а верхний участок обеднен легирующими элементами по сравнению со средним участком. При охлаждении расплава из него, в первую очередь, выделяются кристаллиты с повышенным содержанием тугоплавких составляющих, а в еще не затвердевшей части расплава возрастает концентрация легкоплавкого компонента. В результате этого наплавленный металл приобретает химическую неоднородность.

При затвердевании металла в нем развиваются два конкурирующих процесса – формирование химической неоднородности материала и диффузия, приводящая к выравниванию состава в различных участках кристаллитов. Однако полной гомогенизации металла не происходит, что обусловливает развитие зональной ликвации и внутридендритной неоднородности. Ликвация различных химических элементов имеет свои особенности, влияя друг на друга. Например, увеличение содержания углерода в наплавленном металле усиливает ликвацию марганца, молибдена, кремния и хрома. Таким образом, легирование наплавленного металла несколькими элементами обусловливает их сложное взаимовлияние на общую картину неоднородности металла. Химическая неоднородность наплавленного металла связана также с технологией его нанесения и особенностями материалов, применяемых для получения покрытия. Основной причиной возникновения неоднородности при однослойной наплавке отдельными валиками является более высокое легирование металла в зонах их перекрытия. С увеличением коэффициента заполнения порошковой проволоки или ленты уменьшается разбрызгивание материала, и улучшаются условия формирования валиков – неоднородность наплавленного металла снижается.

Физическая неоднородность металла покрытия связана с несовершенством его кристаллической решетки. Особенно много дефектов возникает при дендритной кристаллизации, характерной для наплавленного металла. Ветви дендритов имеют различную пространственную ориентацию, а кристаллиты – блочную структуру, усиливаемую из-за скопления между ветвями дендритов примесей и дислокаций. При остывании расплава по ходу процесса кристаллизации наблюдается сокращение объема, занимаемого материалом покрытия. Усадочные явления создают значительные напряжения внутри кристаллизующегося металла. Если они превосходят сложившуюся на данный момент проч-

ность материала, то в покрытии образуются горячие трещины. Остывание металла сопровождается ростом трещин под действием напряжений, вызванных неравномерным нагревом. В соответствии с изменением химической и физической неоднородности наплавленного металла, изменяются его физико-механические характеристики.

В ходе предварительных исследований установлена принципиальная возможность направленного формирования свойств интерметаллидных покрытий при наплавке. Это возможно путем введения изолированной присадочной проволоки в определенное место наплавочной ванны. В результате создаются условия отбора теплоты и, как следствие, уменьшению зоны термического влияния, снижению внутренних напряжений, а элементы присадочной проволоки легируют металл шва.

Для получения интерметаллидного покрытия использован способ нанесения покрытия при помощи наплавки под слоем флюса с дополнительной заземленной присадочной алюминиевой проволокой (патент РФ № 2403138). Наплавка проводилась основной наплавочной проволокой марки 30ХГСА и дополнительной марки $AlMg_3$. Для подачи проволок (основной наплавочной и дополнительной присадочной) использована наплавочная головка (патент РФ № 2494843). На рисунке 1 показана схема наплавки двумя проволоками, основной и присадочными: 1 – основная проволока; 2 – присадочная проволока; 3 – деталь; 4 – флюс.

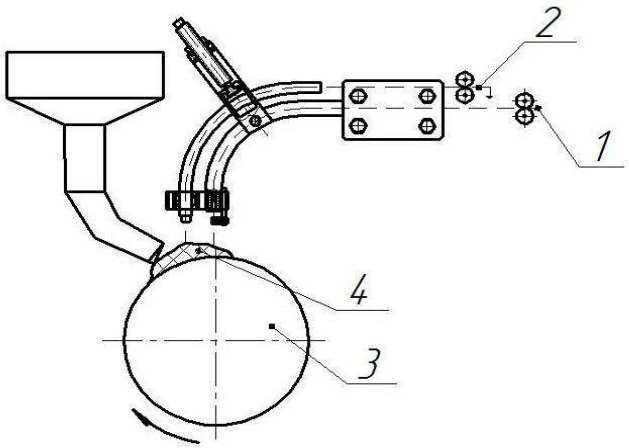


Рисунок 1 – Схема наплавки двумя проволоками

Целью экспериментальных исследований являлось определение влияния на микротвердость поверхностных слоев наплавленных покрытий процентного содержания легирующего элемента (алюминия), построение эмпирической зависимости микротвердости от режима наплавки и изучение распределения твердости по глубине наплавленного слоя.

Для определения механизма влияния исследуемых факторов на результаты нанесения интерметаллидных покрытий использовали интерполяционные модели на основе степенных функций. В качестве показателя зависимости использовалась микротвердость поверхностного слоя Нμ от процентного содержания присадочной проволоки n, % и силы тока подаваемой к основной проволоке I, А.

Получена следующая эмпирическая зависимость:

$$H\mu = 17500 \cdot n^{0,2} \cdot I^{-0,38}. \quad (1)$$

Как видно из формулы (1), микротвердость увеличивается в зависимости от увеличения процентного содержания присадочной проволоки n, а увеличение силы тока I ведет к небольшому снижению микротвердости. На графике (рисунок 2) наглядно показано влияние каждого фактора на микротвердость наплавленной поверхности.

При увеличении скорости подачи присадочной проволоки увеличивается процентное содержание присадочных элементов в наплавочной ванне, в связи с этим увеличивается количество интерметаллидных соединений и, как следствие, увеличивается микротвердость поверхностных слоев.

При увеличении силы тока увеличивается температура наплавочной ванны, в результате чего легирующие вещества, входящие в состав основной проволоки, и вещества, входящие в состав присадочной проволоки, начинают испаряться, так как их температура плавления намного ниже температуры плавления стали. Поэтому увеличение силы тока приводит к снижению микротвердости наплавленных интерметаллидных покрытий.

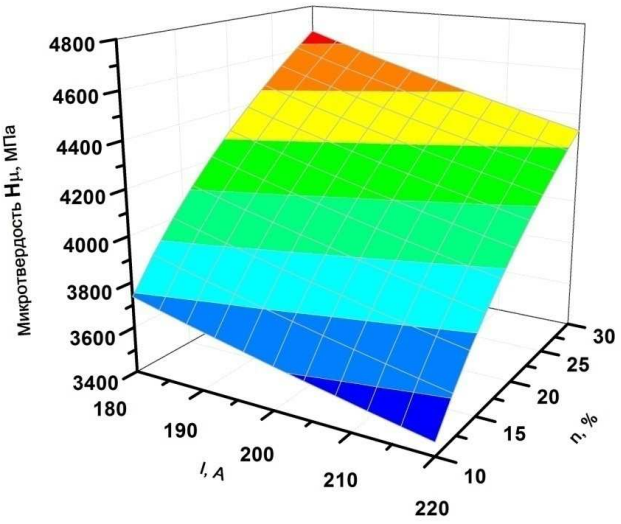


Рисунок 2 – Зависимость микротвердости наплавленной поверхности от процентного содержания присадочной проволоки *n* и силы тока I

Выводы.

В ходе проведенных исследований подтверждена гипотеза о возможности направленного изменения свойств поверхностных слоев деталей с помощью наплавки интерметаллидных покрытий. Для образцов и реальных деталей автомобиля получено изменение микротвердости поверхности в пределах 28-32 до 45-55 HRC в зависимости от условий наплавки.

На основе полного факторного эксперимента получена эмпирическая зависимость микротвердости наплавленного поверхностного слоя от концентрации присадочного материала и силы тока.

Полученные результаты позволяют рекомендовать разработанный метод наплавки интерметаллидных покрытий для нанесения покрытий на новые детали и восстановления поверхностей изношенных деталей.

Библиографический список

1. Ковтунов, А.И. Технология формирования износостойких покрытий / А.И. Ковтунов, Т.В. Чермашенцева, Д.А. Семистенов // Упрочняющие технологии и покрытия. 2009. №7. С. 12-14.

2. Сидоров, В.П. О возможности использования наплавок системы железо-алюминий в качестве износостойких покрытий / В.П. Сидоров, А.И. Ковтунов, М.Н. Бородин, Т.В. Чермашенцева // Тяжелое машиностроение. 2007. № 12. С. 12-13.

3. Бобровский Н.М. Технологическое обеспечение трибологических свойств сальниковых шеек деталей машин / И.Н. Бобровский, А.В. Ежелев, Н.М. Бобровский, А.А. Лукьянов, П.А. Мельников // Известия Самарского научного центра Российской Академии Наук. 2012. Том 14. № 1(2). С. 340-343.

4. Бобровский Н.М. Предпосылки к созданию технологии защиты и идентификации изделий способом топографической модификации поверхностей / А.В. Ежелев, И.Н. Бобровский, Н.М. Бобровский, П.А. Мельников // Известия Самарского научного центра Российской Академии Наук. 2013. Т. 15. № 4. Ч. 1. С. 202-206.

5. Теоретическая модель прогнозирования остаточных напряжений при шлифовании / А.М. Долганов, В.А. Жуланов, Т.Н. Иванова, Ф.В. Юрков // Научно-технический вестник Поволжья. 2012. № 3. С. 110-113.

6. Макеев Д.Н. Методика экспериментальных исследований получения и обработки покрытий с интерметаллидами / Д.Н. Макеев // Вестник Саратовского государственного технического университета. 2011. № 58. С. 83-87.

7. Макеев Д.Н. Повышение ресурса деталей, восстановленных наплавкой с применением интерметаллидов / А.Н. Виноградов, М.А. Лутахов, Д.Н. Макеев // Тяжелое машиностроение. 2012. № 1. С. 20-23.

УДК 621.791.722:661.88

СТРУКТУРА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6, ПОЛУЧЕННЫХ ПРИ КОНТАКТНОЙ СВАРКИ*

Клименов В.А., Курган К.А., Чумаевский А.В., Гнюсов С.Ф., Потекаев А.И., Клопотов А.А.

Томский государственный архитектурно-строительный университет, г. Томск, Россия, kirill_k2.777@mail.ru

***Аннотация**. В работе представлены результаты исследований структуры и механических свойств сварного соединения, полученного контактной точечной сваркой титанового сплава ВТ6 в субмикрокристаллическом состоянии. Установлен немонотонный характер изменения микротвердости в области сварного шва. Значения микротвердости в зоне термического влияния сварного шва на 20 % меньше, чем микротвердость основного металла. Тогда как в зоне ядра сварного шва микротвердость на 20 % больше, чем в зоне основного металла.*

***Ключевые слова:** контактная точечная сварка, интенсивная пластическая деформация, субмикрокристаллический титановый сплав ВТ6, ядро, зона термического влияния.*

Введение

Титановые сплавы в ультрамелкозернистом (УМЗ) состоянии, в связи с высокими физико-механическими свойствами, привлекают огромное внимание специалистов и исследователей из различных областей промышленности [1, 2]. При изготовлении изделий и конструкций из титановых сплавов в УМЗ состоянии необходимо решить задачи об их соединении. Одним из самых наиболее эффективных и используемых методов соединения деталей является сварка. При электродуговой сварке деталей из титановых сплавов в УМЗ состоянии в зоне сварного шва, происходят структурно-фазовые изменения. Это связано, прежде всего, с интенсивным подводом тепла в процессе элетродуговой сварки, что может привести к росту зерна и потере преимуществ УМЗ состояния [3 – 5]. Влияние интенсивного подвода тепла можно уменьшить за счёт применения контактной точеной сварки (КТС). При КТС разогрев зоны контакта носит кратковременный характер, что позволяет предполагать возможность получения достаточно высокодисперсной структуры в зоне шва. Однако на сегодняшний день в литературе нет исследований сварного шва, полученного КТС титановых сплавов в УМЗ состоянии.

Поэтому исследование особенностей изменения структуры при КТС титановых сплавов с УМЗ структурой является актуальной задачей. Решение этой задачи может позволить оптимизировать параметры процесса КТС и получить конструкции, обладающие повышенным комплексом технологических свойств.

Целью данной работы явилось изучение влияния процесса КТС на микроструктурные изменения в зоне сварного шва и свойства УМЗ образцов титанового сплава ВТ6.

Материалы и методы исследования

Исходным материалом исследования являются прутки ∅6х100 мм из УМЗ α+β-титанового сплава ВТ6, химический состав и механические свойства которого приведёны в таблице 1 и таблице 2 соответственно.

Таблица 1 – Химический состав УМЗ титанового сплава ВТ6

Химический состав, масс. %									
C	Si	N_2	Zr	Ti	O_2	Al	Fe	H_2	V
0,01	0,043	0,007	0,02	осн	0,156	6,3	0,19	0,003	3,9

Таблица 2 – Механические свойства УМЗ титанового сплава ВТ6 при комнатной температуре

Состояние	σ_B, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	ψ, %
УМЗ титановый сплав ВТ6	1470	1180	7	60

* Работа выполнена при частичной финансовой поддержке работ по проекту Министерства образования и науки Российской Федерации и государственного задания в сфере научной деятельности (проект №11.351.2014/К).

Ультрамелкозернистое состояние титанового сплава ВТ6 было получено при помощи интенсивной пластической деформации на универсальной испытательной машине INSTRON методом abc – прессования в интервале температур (0,40 – 0,35)×Тпл (Тпл – температура плавления титана равна 1933 К).

Для контактной точечной сварки, из прутков при помощи электроискровой резки, вырезались пластинки ∅ 6 мм и толщиной равной 0,2 мм. Для осуществления КТС применялся источник питания для контактной точечной микросварки (ИПКТМ).

Для КТС применялось нахлесточное соединение деталей. Выбранная циклограмма для точечной сварки представлена на рисунке 1. Режимы точечной сварки представлены в таблице 3.

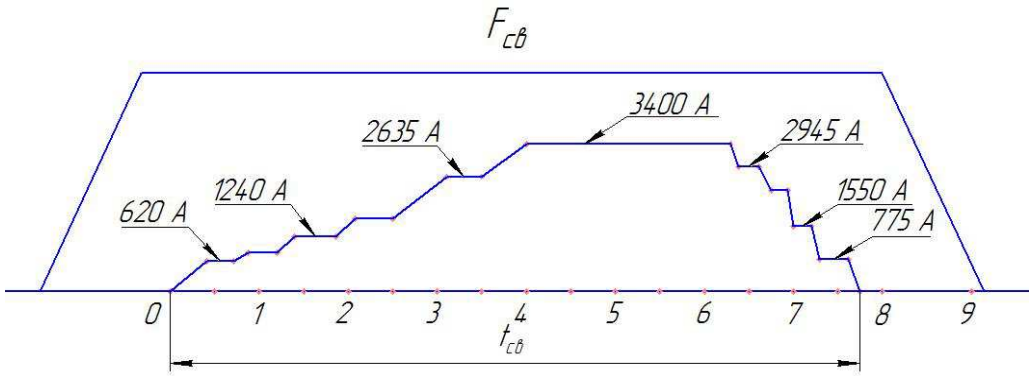


Рисунок 1 – Временная диаграмма процесса контактной точечной сварки

Таблица 3 – Параметры режима точечной сварки образцов

Название параметра	Значение
Толщина деталей, мм	0,2
Усилие прижатия электродов ($F_{св}$), Н	260
Время сварки ($t_{св}$), мс	7,7
Ток сварки, А	Задавался ступенчато
Металл электрода	БрХЦр
Тип электрода	Сферический
Радиус рабочей поверхности электрода, мм	4

Модуляцию тока осуществляли по программе: сначала в течение 0,3 мс обеспечивали протекание тока величиной 620 А, затем, увеличивали результирующее значение тока до величины 1240 А и временем 0,4 мс. На следующем участке значение тока составляло 2635 А и временем 0,5 мс. После этого, увеличивали результирующее значение тока до величины 3400 А и в течение 2,3 мс ток задавали неизменным, а после этого уменьшали результирующее значение тока до нуля, с задержкой по времени 0,2 мс.

Анализ макро- и микроструктуры проводили с помощью оптического микроскопа Olyimpus GX51 (снимок приведен на рисунке 2), снабженного анализатором изображений SIAMS 700, и растрового электронного микроскопа Leo Evo 50.

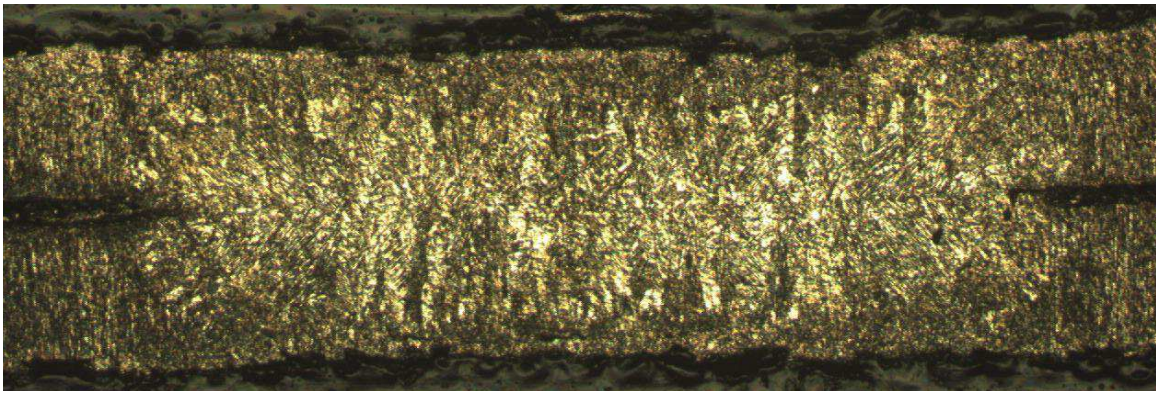
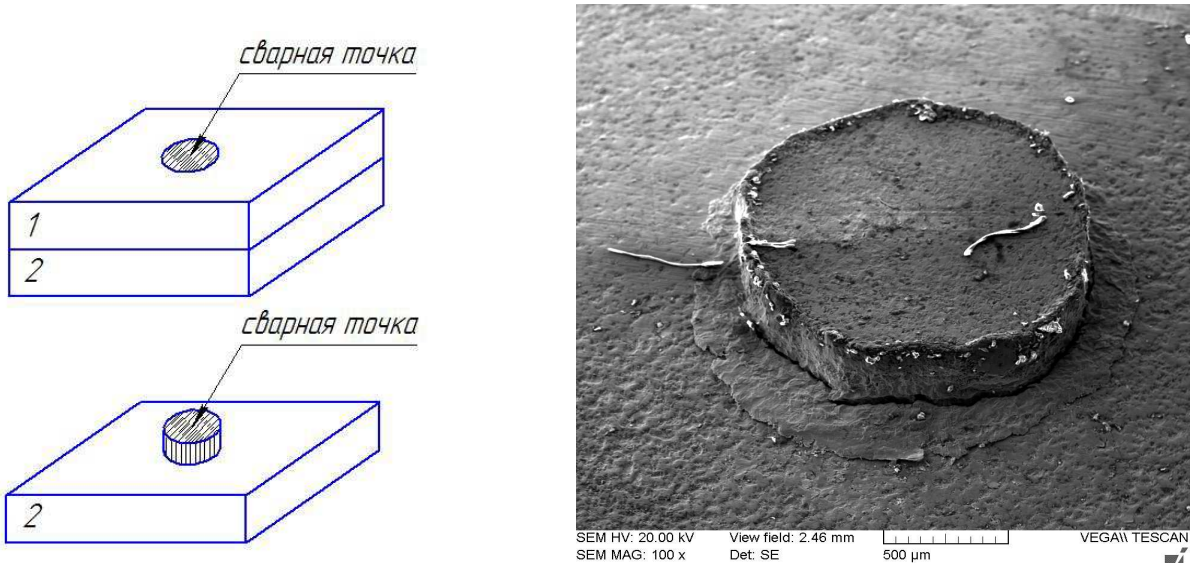


Рисунок 2 – Снимок поперечного сечения исследованного образца

Результаты эксперимента и обсуждение

Испытания на прочность сварного соединения показали хорошее качество контакта. Разрушение произошло по контуру пятна сварки внутри одной из сваренных пластин (рисунок 3).



а *б*

а – схематичное представление разрушения сварного соединения (1 и 2 свариваемые пластины);
б – снимок разрушения сварного соединения титанового сплава ВТ6 в наноструктурированном исходном состоянии

Рисунок 3 – Схема (*а*) и микрофотография (*б*) разрушения сварного соединения

Было проведено измерение микротвердости в зоне сварного шва (рисунок 4). В [6] показано, что в разных зонах сварного наблюдается разная интенсивность сварочных напряжений. Согласно представлениям, развиваемые в работе [6] (рисунок 4, а), схематически представлено изменения концентрации сварочных напряжений ($\sigma_{свар.}$) в зоне сварной точки. На рисунке 4, б приведена схема сварного соединения при контактной точечной сварке и линиями показаны измерения микротвердости непосредственно в ядре сварного шва (линия 1) и выше центра ядра (линия 2). Точки А и Б характеризуют место максимальной концентрации сварочных напряжений.

Видно, что график зависимости микротвердости в зоне сварного шва имеет немонотонный характер с двумя минимумами по краям и одним максимумом в центре (рисунок 4, *в, г*). Анализ литературных и полученных данных позволяет выделить три характерные зоны (рисунок 5, *а*).

Зона I – зона основного металла. Для этой зоны характерно значение микротвердости субмикрокристаллического титана. Согласно данным, таким значениям микротвердости соответствует средний размер зерна порядка 300 нм (рисунок 5, *б*).

Зона II – зона термического влияния. Для этой зоны характерно такое изменение структурно-фазового состояния, при котором происходит разупрочнение материала [5]. Это изменение структурно-фазового состояния сопровождается уменьшением микротвердости и наличием пиков концентрации сварочных напряжений. Величина микротвердости в зоне II соответствует среднему размеру зерна порядка 1400 нм (рисунок 5, *б*).

Зона III – зона расплавленного металла (ядро). В этой зоне при сварке происходит полное расплавление металла с последующим быстрым охлаждением. Такой процесс при КТС близок по своему характеру к лазерной сварке [3]. Это находит подтверждение в значительном увеличении микротвердости в этой зоне. Поскольку при сверхбыстрой закалке расплавленного металла в ядре сварного шва происходит образование наноструктурного состояния. Полученное значение микротвердости в зоне III соответствует среднему размеру зерен в УМЗ титановых сплавах порядка 50 нм (рисунок 5, *б*). Необходимо отметить, что возможно более высокое значение микротвердости в зоне III, по сравнению с зоной основного металла, обусловлено образованием тонкопластинчатой структуры α-фазы титана.

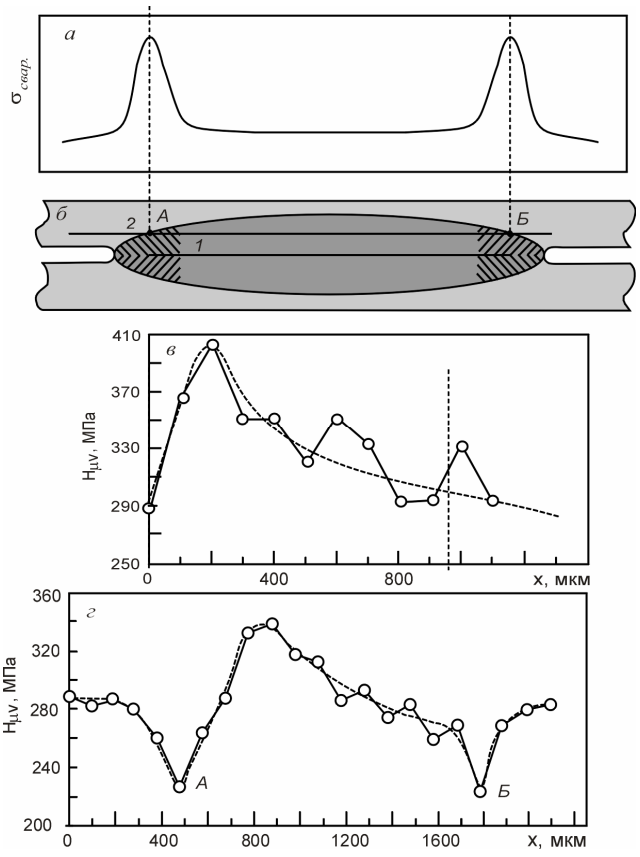
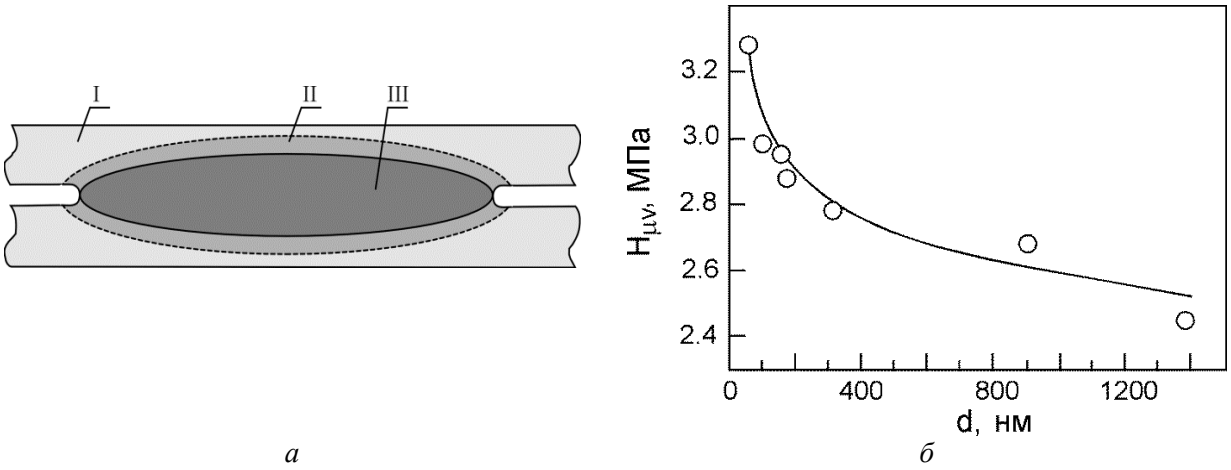


Рисунок 4 – *а* – схематическое представление изменения концентрации сварочного напряжения ($\sigma_{свар.}$) в зоне сварной точки; *б* – схема сварного соединения при контактной точечной сварке (1-2 – линии измерения микротвердости; А и Б – точки показывающие место максимальной концентрации сварных напряжений); *в* – график распределения микротвердости по линии 1 сварной точки; *г* – график распределения микротвердости по линии 2 сварной точки



а *б*

I – зона основного металла; II – зона термического влияния; III – зона расплавленного металла (ядро)

Рисунок 5 – Схема сварного соединения при контактной точечной сварке (*а*) и график зависимости микротвердости от размера зерна титана в различных структурных состояниях по данным работы [7] (*б*)

Заключение

Проведенные исследования структуры и микротвердости сварных швов с УМЗ структурой титанового сплава ВТ6, полученных КТС, позволили выделить три характерные зоны. Зона I – зона основного металла. Зона II – зона термического влияния. Установлено, что в этой зоне произошло увеличение среднего размера зерна до 1400 нм. Зона III – зона расплавленного металла (ядро). В этой зоне при сварке происходит полное расплавление металла с последующим быстрым охлаждением.

Возможно, что высокое значение микротвердости в зоне III обусловлено образованием тонкопластинчатой структуры α-фазы титана.

Библиографический список

1. Валиев Р.З., Александров И.В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. М.: Логос, – 2000. – 272с.

2. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. – 398 с.

3. Шоршоров М.Х. Сварка титана и титановых сплавов. – М.: Машиностроение, 1959. –133с.

4. Николаев Г.А. Сварка в машиностроении: Справочник. В 4–х т. – М.: Машиностроение, 1979. – Т. 3. / Под ред. Винокурова В.А., 1979. – 567 с.

5. Орлов, Б.Д. Технология и оборудование контактной сварки –М.: Машиностроение, 1986. – 352 с.

6. Орлов Б.Д., Шавырин В.Н., Новосельцев Н.А. О прочности соединений из сплава Д16АТ, выполненных точечной сваркой. 2010г. http://k-svarka.com/content/o-prochnosti-soiedinienii-iz-splava-d16at-vypolniennykh-tochiechnoi-svarkoi, (дата обращения 20.09.2015 г.).

7. Курзина И. А., Божко И. А., Калашников М. П., Ерошенко А. Ю., Шаркеев Ю. П.. Эволюция структуры и механических свойств ультрамелкозернистого титана // Материаловедение. – 2010. – № 5.– С. 48 – 55.

УДК 621.791:624

НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ СВАРКИ И НАПЛАВКИ*

Козырев Н.А., Галевский Г.В., Крюков Р.Е., Титов Д.А., Шурупов В.М.

Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, kozyrev_na@mtsp.sibsiu.ru

***Аннотация**: Приведено описание проведенных в научно-производственном центре «Сварочные процессы и технологии» научно- исследовательских работ по изучению качественных характеристик сварных швов и наплавленного металла с использованием новых материалов и технологий.*

Рассмотрены новые технологии сварки резервуаров северного исполнения; технологии сварки под флюсами с добавками АНК и ФД - УФС; новые порошковые проволоки, а также разработанные технологии сварки и наплавки.

***Ключевые слова**: сварка, наплавка, флюс, металл, шлак, флюсовая добавка, порошковая проволока*

THE NEW MATERIALS A FOR WELDING AND SURFACING

Kozyrev N.A., Galevsky G.V., Kryukov R.E., Titov D.A., Churupov V.M.

«Siberian state industrial university»,
Novokuznetsk, Russia

***Abstract**: The description of the Scientific and Production Center "Welding processes and technology" research studies on the quality characteristics of welds and weld metal with the use of new materials and technologies.*

Considered the new technology of welding tanks north of execution; submerged arc welding technology with the addition of the ANK and the FD - UFS; new flux cored wires and developed welding and surfacing technology.

***Key words**: welding, surfacing, flux, metal, slag, flux additive, flux-cored wire.*

Обеспечение гарантированного уровня механических свойств сварного шва – основное требование промышленной безопасности. При этом механические свойства предопределены уровнем

* Ряд работ выполнен в рамках проектной части Государственного задания Минобрнауки РФ № 11.1531.2014/к.

загрязненности неметаллическими включениями и общей газонасыщенностью сварного шва. Большинство неметаллических включений в сварных швах являются оксидными, независимо от того, экзогенные они или эндогенные, при этом количественный и качественный состав последних предопределен содержанием общего кислорода.

В основном, отечественные флюсы, применяемые для сварки низколегированных сталей, являются окислительными и построены на принципах кремне-марганцево-окислительно-восстановительных процессах. При этом продуктами данных реакций являются оксидные соединения кремния, марганца, железа, алюминия и др., которые в процессе сварки чаще всего не успевают всплыть и ассимилироваться образующимся из сварочного флюса шлаком, что в итоге и приводит к увеличению загрязненности металла сварного шва неметаллическими включениями и, как следствие, к снижению комплекса физико-механических свойств. Для исключения загрязнения металла шва, по-видимому, целесообразно использование восстановителей, образующих газообразные продукты реакции. Таким восстановителем может быть углерод, образующий при взаимодействии с окислителями газообразные соединения CO_2 и CO.

В настоящее время защита сварного шва газами CO_2 (CO) осуществляется оттеснением атмосферных газов из области сварки, а не за счет реакции раскисления углеродом системы металл-шлак. Обычно для этого используют карбонаты типа $CaCO_3$, $MgCO_3$, $FeCO_3$, Na_2CO_3, $MnCO_3$.

Без учета затрат на разложение карбонатов наиболее оптимальным является использование во флюсах $MgCO_3$ и $CaCO_3$ как компонентов, позволяющих получать наибольшее количество CO_2 при разложении 1 кг материала и образующих основные оксиды CaO и MgO, которые в свою очередь, участвуют в повышении основности сварочного флюса и. соответственно, образующегося шлака. Этими предпосылками и обусловлено использование карбонатов в ряде разработанных в нашей стране флюсов и флюс-добавок. К таким добавкам можно отнести разработанную и защищенную патентом РФ флюс-добавку АНК, успешно внедренную в производство [1]. Добавка используется в технологии сварки резервуаров, при этом значительно улучшаются качественные характеристики сварных швов.

В последние годы в связи с освоением нефтяных месторождений в условиях Севера возникла необходимость в изготовлении полотнищ стенок нефтеналивных резервуаров в северном исполнении. В условиях ОАО «Новокузнецкий завод резервуарных металлоконструкций» (ОАО « НЗРМК») освоено производство резервуаров в северном исполнении в соответствии с «Правилами устройства вертикальных цилиндрических стальных резервуаров для нефти и нефтепродуктов» ПБ-03-605-03 и СНиП II-23-81. Технологический процесс сборки, сварки, контроля и сворачивания в рулоны полотнищ стенок резервуаров производится на специальных установках для рулонирования. При изготовлении резервуаров применяется кремнемарганцовистая сталь 09Г2С (ГОСТ 6713-91). В результате проведенных работ разработана и освоена оптимальная технология сварки полотнищ стенок резервуаров, работающих в условиях низких отрицательных температур, – двусторонняя сварка: с внутренней стороны резервуара проволокой Св-08ГА (на верхнем ярусе) под смесью флюсов АН-67Б и АН-348А при соотношении 1:1, с наружной стороны проволокой Св-10НМА (на нижнем ярусе) под флюсом АН-60 и АН-348А при соотношении 1:1. Сварка осуществляется без разделки кромок до толщин листа 18 мм. На верхнем ярусе стыковые швы свариваются на режимах, обеспечивающих проплавление металла до 0,55 толщины листа. На нижнем ярусе сварка производится на большем токе, позволяющем получить проплавление металла до 0,7 толщины листа.

Разработанная технология позволила получить весь спектр требуемых механических свойств и ударной вязкости при отрицательных температурах резервуарных металлоконструкций, исключить дефекты – трещины при сварке [2]. Технология защищена патентом [3].

При изучении возможности использования углерода в качестве добавки в известные флюсы была проведена оценка термодинамической вероятности протекания окислительно-восстановительных реакций оксидов (FeO), (MnO), (SiO_2), (Al_2O_3) с восстановителями [Mn], [Si], [Al], $C_{тв}$, $CO_г$, $CO_{2г}$. Проведенный термодинамический анализ показал, что введенный в систему углерод способен за счет высоких восстановительных свойств при T = 1950 – 2200К существенным образом повлиять и снизить содержание неметаллических включений в металле шва [4].

Проведены исследования влияния введения углеродфторсодержащей добавки во флюсы АН-348, АН-60, АН-67 и импортный флюс ОК.10.71 на процесс рафинирования металла сварного шва [5]. В результате исследований определено, что с увеличением количества углеродфторсодержащей добавки, состоящей из пылевидных отходов алюминиевого производства с химическим составом, масс., %: Al_2O_3=21-43,27; F =18-27; Na_2O = 8-13; K_2O=0,4 – 6, CaO= 0,7- 2,1; SiO_2= 0,5-2,48; Fe_2O_3 = 2,1-2,3; $C_{общ}$=12, 5-28,2; MnO=0,03-0,9; MgO = 0,04-0,9; S= 0,09-0,46; P=0,1-0,18 и жидкого стекла в качестве связующего, во флюсы АН-348, АН-60, АН-67 и импортный флюс ОК.10.71, наблюдается

снижение общего кислорода в сварном шве (рисунок 1), а также значительно повышаются механические свойства и особенно ударная вязкость при отрицательных температурах (рисунок 2).

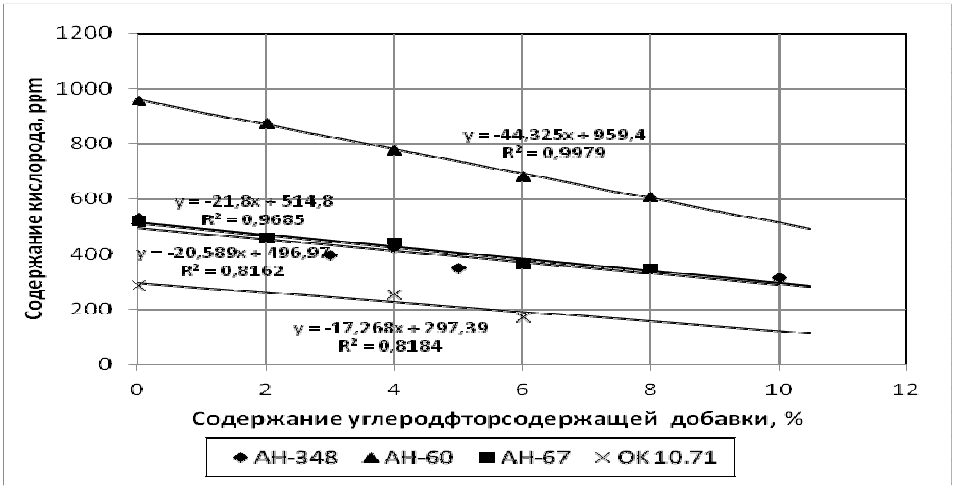


Рисунок 1 – Изменение содержания общего кислорода во флюсах в зависимости от введения углеродфторсодержащей добавки

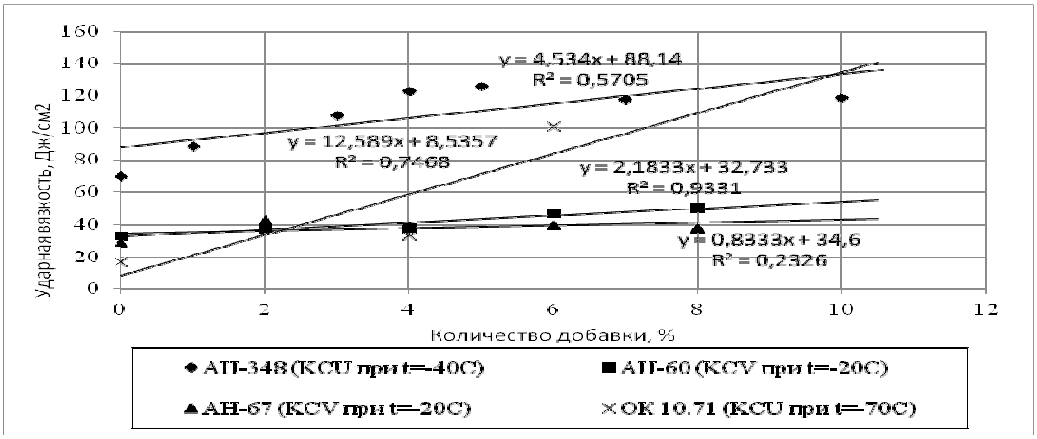


Рисунок 2 – Изменение ударной вязкости в зависимости от количества углеродфторсодержащей добавки

Фракционный газовый анализ, проведенный методом восстановительного плавления на газоанализаторе фирмы «LECO» ТС-600, показал, что происходит перераспределение кислорода между неметаллическими включениями (рисунок 3).

Теоретические предпосылки, лабораторные исследования и промышленные опыты позволили разработать технологии использования сварочных флюсов с углеродфторсодержащей добавкой при сварке металлоконструкций, эксплуатируемых в условиях экстремально низких температур. Изготовление флюса добавки марки ФД – УФС по ТУ 5929-007-01395874-2015 организовано в условиях ОАО «НЗРМК им. Н.Е. Крюкова». Разработанные технологии сварки металлоконструкций с использованием флюс – добавки защищены патентом РФ [6].

Разработка новых порошковых проволок для наплавки является одним из направлений работы научно-производственного центра «Сварочные процессы и технологии».

На металлургических предприятиях России широко применяется наплавка прокатных валков с использованием двух систем: C–Si–Mn–Cr–W–V и C–Si–Mn–Cr–V-Mo.

Первая система используется для ремонта наиболее нагруженных валков горячей прокатки, для чего применяется порошковая проволока типа ПП-Нп-35В9Х3СФ по ГОСТ 26101-84 с большим содержанием дорогостоящего вольфрама. Работа во второй системе позволяет получать наибольшее сопротивление термической усталости металла. Данная система представлена порошковой проволокой типа ПП-Нп-25Х5ФМС. В лабораторных условиях были изготовлены образцы стандартной порошковой проволоки марки ПП-Нп-35В9Х3СФ и ПП-Нп-25Х5ФМС. В состав ряда образцов проволоки ввели никель, а аморфный углерод заменили на углеродфторсодержащую пыль [7].

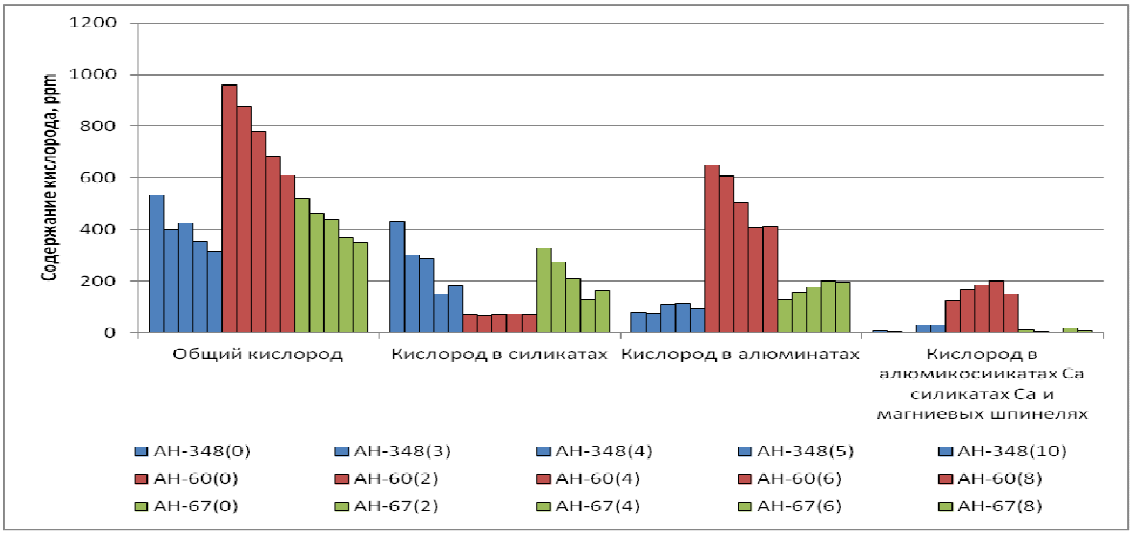


Рисунок 3 – Изменение концентрации общего и фракционного кислорода в зависимости от количества углеродфторсодержащей добавки (в скобках указано процентное содержание углеродфторсодержащей добавки)

Для проволоки ПП-Нп-35В9Х3СФ при использовании в качестве добавки аморфного графита наплавленный металл имеет дендритную структуру (мартенсит с остаточным аустенитом в межосевом пространстве), присутствует значительное количество строчечных кислородных включений, являющихся концентраторами напряжений и местами зарождения хрупких трещин. Точечные карбиды вольфрама и хрома распределены по телу зерен. Структура металла, наплавленного опытной порошковой проволокой, представляет собой игольчатый троостит с мартенситом и формированием по границам зерен отдельных тонких аустенитных оторочек с незначительным количеством включений карбидов. Углеродфторсодержащая добавка в шихту проволоки способствовала удалению оксидных неметаллических включений, более равномерному распределению углерода в металле шва и образованию мелкодисперсных карбидов.

Для проволоки ПП-Нп-25Х5ФМС при использовании в качестве добавки аморфного графита в структуре наплавленного металла присутствует мартенсит и остаточный аустенит в межосевом пространстве. Наблюдается значительное количество строчечных кислородных включений. Структура металла, наплавленного опытной порошковой проволокой (с использованием углеродфторсодержащего материала), представляет собой игольчатый троостит с мартенситом и сформированными по границам зерен отдельными тонкими аустенитными оторочками с незначительным количеством включений карбидов. Таким образом, введение углеродфторсодержащей добавки в шихту проволок ПП-Нп-35В9Х3СФ и ПП-Нп-25Х5ФМС способствует удалению оксидных неметаллических включений, более равномерному распределению углерода в металле шва и образованию мелкодисперсных карбидов, что при прочих равных условиях способствует повышению термической стойкости прокатных валков. Составы данных порошковых проволок защищены патентами [8, 9].

Особо следует отметить работы по исследованию возможности восстановления оксидов вольфрама углеродистым восстановителем из порошковой проволоки при наплавке под флюсом. Исследования показали принципиальную возможность восстановления оксидов вольфрама из руд углеродсодержащим восстановителем и получения в наплавляемом слое карбидов вольфрама с размерами в пределах 1 – 5 мкм [10]. Начаты работы по созданию новых составов порошковых проволок для наплавки износостойких поверхностей деталей, работающих в условиях пониженных температур с заменой восстановленных вольфрамсодержащих составляющих на вольфрамсодержащие оксидные концентраты.

Выводы.

1) Разработаны технологии использования новых карбонатных и углеродсодержащих добавок для сварочных флюсов, позволяющих при их применении значительно снизить уровень загрязненности стали оксидными неметаллическими включениями, уменьшить газонасыщенность сварного шва, повысить спектр требуемых механических свойств. Технологии внедрены в производство и используются для сварки нефтеналивных резервуаров эксплуатируемых в условиях отрицательных температур. Организовано производство, защищенной патентом РФ, флюс-добавки марки ФД-УФС.

2) Разработаны защищенные патентами РФ новые порошковые проволоки. Для наплавки прокатных валков созданы порошковые проволоки систем C–Si–Mn–Cr–W–V и C–Si–Mn–Cr–V-Mo с

добавкой углерод- и никельсодержащих компонентов. Применение порошковых проволок при наплавке позволяет эффективно удалять оксидные неметаллические включения, получать равномерное распределение углерода в металле шва и повысить термическую стойкость наплавляемого изделия. Начаты работы по созданию новых составов порошковых проволок для наплавки износостойких поверхностей деталей, работающих в условиях пониженных температур.

Библиографический список

1. Manufacture of vertical bulc –oil storage tanks for northern climates using special welding materials/ Kryukov N.E., Koval'skii I.N., Kozyrev N.A., Igushev V.F., Kryukov R.E.// Steel in Translation. – 2012. – T. 42. – № 2. – P. 118 – 120.

2. Дуговая сварка нефтеналивных вертикальных резервуаров, эксплуатируемых в условиях низких температур / Крюков Н.Е., Ковальский И.Н., Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Крюков Р.Е. // Сварочное производство. – 2012. – № 5. – С. 35–38.

3. Пат. 2465108 РФ, МПК 8 B23 K9/18, B23 K35/362 Способ сварки под флюсом/ Крюков Н.Е., Ковальский И.Н., Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Крюков Р.Е.; ОАО «Новокузнецкий завод резервуарных металлоконструкций» им. Н.Е. Крюкова.- № 2011123342/02(034573), Заявл. 08.06.2011.

4. Окислительно-восстановительные процессы при сварке под углеродсодержащим флюсом / Крюков Р.Е., Бендре Ю.В., Козырев Н.А., Осетковский И.В., Горюшкин В.Ф.// Изв. вузов. Чер. металлургия. – 2014. – №10. – С. 25-28.

5. New carbon-fluorine containing additive for the welding fluxes/ N.A. Kozyrev, R. E. Krukov, D.E. Kolmogorov// Mechanics and materials vol.682(2014) - P. 495-498.

6. Пат. 2484936 РФ, МПК [8] B23 K35/362 Керамический флюс-добавка/ Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Крюков Р.Е., Голдун З.В.; ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет.- №2012104939/02(007484), Заявл. 13.02.2012.

7. Изучение влияния введения в шихту для производства порошковой проволоки системы C-Si-Mn-Cr-W- V углеродфторсодержащей добавки и никеля / Козырев Н.А., Титов Д.А., Старовацкая С.Н., Шурупов В.М., Горюшкин В.Ф.// Изв. вузов. Чер. металлургия. – 2014. – №6. – С. 31-33.

8. Пат. 2518035 РФ, МПК [8] B23 K35/368 Порошковая проволока/ Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Титов Д.А., Козырева О.Е.; ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет.- №2013128792/02 (042890), Заявл. 24.06.2013.

9. Пат. 2518211 РФ, МПК [8] B23 K35/368 Порошковая проволока/ Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Титов Д.А., Козырева О.Е., Старовацкая С.Н.; ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет.- №2013121468/02 (031580), Заявл. 07.05.2013.

10. Исследование возможности использования вольфрамсодержащих руд и их производных при наплавке стали / Козырев Н.А., Шурупов В.М., Кушнаренко Н.Н., Козырева О.Е., Титов Д.А. // Известия вузов. Черная металлургия. – 2015. – Том 58. - № 8. – С. 567 – 571.

УДК 621.791:624

О ВОЗМОЖНОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ШЛАКА ПРОИЗВОДСТВА СИЛИКОМАРГАНЦА ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ СВАРОЧНЫХ ФЛЮСОВ*

Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Липатова У.И., Козырева О.Е.

Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, kozyrev_na@mtsp.sibsiu.ru

***Аннотация**: Показана принципиальная возможность использования шлака производства силикомарганца для изготовления сварочных флюсов. Разработан состав и технология изготовления нового плавленного флюса. Проведена сравнительная оценка нового флюса и широко применяемого флюса марки АН-348. Определено, что новый флюс обладает высокими показателями прочностных свойств.*

***Ключевые слова**: сварка, наплавка, флюс, металл, шлак силикомарганца*

* Ряд работ выполнен в СибГИУ в рамках проектной части Государственного задания Минобрнауки РФ № 11.1531.2014/к. При испытании, исследовании, измерении было использовано оборудование Центра коллективного пользования «Материаловедение» СибГИУ.

ABOUT THE USE OF SLAG MANUFACTURING SILICOMANGANESE FOR PRODUCTION WELDING FLUX

Kozyrev N.A., Kryukov R.E., Lipatova U.I., Kozyreva O.E.

Siberian state industrial university,
Novokuznetsk, Russia, kozyrev_na@mtsp.sibsiu.ru

***Abstract**: The principal possibility of using slag production of silico-manganese for the manufacture of welding fluxes. Designed composition and production technology of the new fused flux. A comparative evaluation of new flux and widely used flux AN-348. It is determined that the new flux has high strength properties.*

***Key words**: welding, surfacing, flux, metal, silicon manganese slag*

В настоящее время возросло внимание к вопросу разработки новых флюсов и добавок к ним и исследование влияния химического состава на механические свойства сварного шва, а также на содержание кислорода и неметаллических включений в сварном шве [1 – 3].

Сегодня в РФ для сварки и наплавки низколегированных сталей широко применяются плавленые флюсы производства Украины типа АН-348 [4, 5].

Следует отметить, что такие флюсы являются окислительными и построены на принципах кремне-марганцево-окислительно-восстановительных процессов, в связи с чем продуктами данных реакций являются оксидные соединения кремния и марганца. В итоге при проведении сварки под такими флюсами повышается загрязненность металла сварного шва неметаллическими включениями и, как следствие, снижается комплекс физико-механических свойств. Для исключения загрязнения металла шва и повышения механических свойств нами предложено использование углеродфторсодержащей добавки марки ФД-УФС [6], позволяющей проводить раскисление сварного шва углеродом и значительно снизить уровень загрязненности неметаллическими оксидными включениями.

Еще одним существенным недостатком плавленных флюсов является их высокая стоимость в связи с использованием дорогостоящих природных материалов и затрат, связанных с подготовкой шихты к плавке и выплавкой флюса в специальных плавильных агрегатах.

Одним из направлений уменьшения стоимости сварочных флюсов является применения при изготовлении отходов металлургических производств, в частности шлака производства силикомарганца, схожим по химическому составу с рядом используемых флюсов [7, 8].

Исходя из данных предпосылок, рассмотрена возможность применения шлака производства силикомарганца для изготовления флюса для сварки и наплавки низколегированных сталей.

Для изготовления флюса для сварки использовали шлак производства силикомарганца, выплавленный в рудотермических печах углетермическим способом непрерывным процессом, с химическим составом, приведенным в таблице 1. Выплавка данного продукта осуществлялась по классической схеме. Шихта состояла из марганцевой руды, кварцита и коксика. Выпуск ферросплава (силикомарганца) осуществляли вместе со шлаком в ковш. После разливки силикомарганца шлак при сливе из ковша подвергался охлаждению.

Таблица 1 – Химический состав шлака производства силикомарганца

Материал	Массовая доля, %											
	Al_2O_3	CaO	SiO_2	FeO	MgO	MnO	F	CaF_2	Na_2O	K_2O	S	P
Шлак силикомарганца	10,61	18,62	50,55	1,55	8,03	9,63	0,38	-	0,41	0,61	0,13	0,05
АН-348 (ГОСТ 9087-81)	6	12	40-44	0,5-2,0	≤7	31-38	-	3-6	-	-	0,12	0,12

В лабораторных условиях изготовление флюса проводили путем дробления, грохочения и рассева на фракции. При этом определяли оптимальные фракции и их соотношение. Сварку под флюсом производили на образцах из листовой стали марки 09Г2С проволокой Св-08ГА с использованием сварочного трактора ASAW-1250. Из сваренных пластин осуществляли вырезку образцов для микро- и макро- анализа, механических испытаний (временного сопротивления – $\sigma_в$, МПа, предела текучести – $\sigma_т$, МПа; относительного удлинения δ, %; ударной вязкости KCV при температуре минус 20 ^oC, Дж/см^2) и анализа содержания газов в металле сварных швов.

Химический состав шлаковой корки приведен в таблице 2.

Таблица 2 – Химический состав шлаковой корки

Шлак силико-марганца	Массовая доля, %										
	Al_2O_3	CaO	SiO_2	Fe_2O_3	MgO	MnO	F	Na_2O	K_2O	S	P
	10,01	18,02	47,7	2,83	7,09	9,42	0,34	0,39	0,61	0,12	0,02

Проведенная сравнительная оценка механических свойств флюса с широко применяемым флюсом АН-348 (ГОСТ-9087-81) показала, что прочностные свойства нового флюса значительно выше, однако показатель ударной вязкости при отрицательной температуре неудовлетворителен, что наблюдается и при использовании флюса АН-348. При введении в опытный флюс добавки ФД-УФС в различных соотношениях (1 – 5 %) значения ударной вязкости KCV при температуре минус 20 °С значительно повышаются. Результаты механических испытаний приведены в таблице 3.

Таблица 3 – Механические свойства сварных швов

Сварной шов; сварка под флюсом	Временное сопротивление ($б_в$), МПа	Предел текучести ($б_т$), МПа	Относительное удлинение (δ), %	Ударная вязкость KCV при Т= - 20 °С, Дж/см^2 (св. шов)
АН-348	535* 530-543	360 355-368	25 24-26	18 16-21
Шлак силикомарганца	580 576-583	450 447-452	15 14-16	16 15-17
Шлак силикомарганца + 1 % ФД-УФС	588 585-592	457 451-463	17 15,5-18	21 18-23
Шлак силикомарганца + 3 % ФД-УФС	593 590-596	466 463-469	19,5 19-20	26 20-32
Шлак силикомарганца + 5 % ФД-УФС	601 597-604	476 472-479	23 22-24	35 26-42
* – в числителе – средние значения, в знаменателе – минимальные и максимальные значения.				

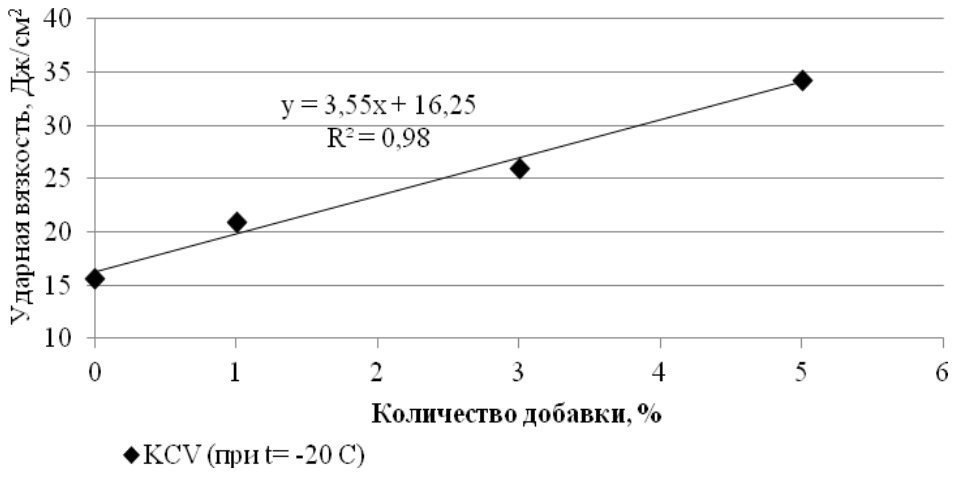


Рисунок 1 – Изменение ударной вязкости металла шва KCV при Т = − 20 °С от количества углеродфторсодержащей добавки во флюс

В результате проведенных лабораторных экспериментов показана принципиальная возможность применения шлака производства силикомарганца для изготовления сварочных флюсов. На разработанные флюсы получены решения о выдаче патентов РФ [9, 10].

В настоящее время начато опробование технологии сварки с использованием разработанного флюса в опытно-промышленных условиях.

Библиографический список

1. Study of the relationship between the composition of a fused flux and its structure and properties/ Amado Cruz Crespoa, Rafael Quintana Puchola, Lorenzo Perdomo Gonzáleza, Carlos R. Gómez Péreza, Gilma Castellanosa, Eduardo Díaz Cedréa & Tamara Ortíza / Welding International. – 2009.- Volume 23. - №2. - p. 120-131

2. Using a new general-purpose ceramic flux SFM-101 in welding of beams/ Yu. S. Volobueva, O. S. Volobueva, A. G. Parkhomenkob, E. I. Dobrozhelac & O. S. Klimenchukd//Welding International.– 2012.- Volume 26. - №8. - p. 649-653

3. Special features of agglomerated (ceramic) fluxes in welding/V. V. Golovko & N. N. Potapov//Welding International.– 2011.- Volume 25. - №11. - p. 889-893.

4. Потапов, Н. Н. Сварочные материалы для дуговой сварки : справочник. В 2 т. Т. 1. Защитные газы и сварочные флюсы : справочное пособие / Н. Н. Потапов, Б. П. Конищев, С. А. Курланов [и др.] ; ред. Н. Н. Потапов. – Москва : Машиностроение, 1989. – 544 с.

5. Подгаецкий, В. В. Флюсы для автоматической и полуавтоматической сварки / В.В. Подгаецкий, Д.М. Рабкин. — Киев : Изд-во АН УССР, 1954. —56 с.

6. New carbon-fluorine containing additive for the welding fluxes/ N.A. Kozyrev, R. E. Krukov, D.E. Kolmogorov// Mechanics and materials vol.682(2014) - P. 495-498.

7. Рысс М.А. Производство ферросплавов / М.А. Рысс. – М.: Металлургия, 1985. – 344с.

8. Гасик М.И, Теория и технология производства ферросплавов/ М.И. Гасик, Н.П. Лякишев, Б.И. Емлин. – М.: Металлургия, 1988. – 784 с.

9. Решение о выдаче патента № 2014122996 Флюс для сварки / Крюков Н.Е. Крюков Е.Н., Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Козырева О.Е.; ОАО «Новокузнецкий завод резервуарных металлоконструкций им. Н.Е. Крюкова», Заяв. 05.06.14 .

10. Решение о выдаче патента № 2014123002 Флюс для механизированной сварки и наплавки стали / Крюков Н.Е. Крюков Е.Н., Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Козырева О.Е.; ОАО «Новокузнецкий завод резервуарных металлоконструкций им. Н.Е. Крюкова», Заяв. 05.06.14.

УДК 621.791.92:621.771.07

ИЗУЧЕНИЕ СВОЙСТВ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА ПОРОШКОВЫМИ ПРОВОЛОКАМИ 40ГМФР И 40Х3Г2МФ

Осетковский И.В., Кибко Н.В., Козырев Н.А., Гусев А.И.

Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия, kozyrev_na@mtsp.sibsiu.ru

Аннотация. *Данные проволоки предназначены для наплавки деталей работающих в условиях абразивного износа и ударов. В лабораторных условиях, проведены работы по изготовлению проволок, их наплавке и испытания на износостойкость.*

Ключевые слова*: проволока, наплавка, изготовление, износостойкость.*

THE STUDY OF PROPERTIES OF DEPOSITED METAL FLUX-CORED 40ГМФР AND 40Х3Г2МФ

Osetkowski I.V., Kibko N.V., Kozyrev N.A., Gusev A.I.

Siberian state industrial University, Novokuznetsk, Russia, kozyrev_na@mtsp.sibsiu.ru

Abstract*. These wires are designed for surfacing of parts operating under conditions of abrasive wear and shock. In the laboratory, work has been carried out to produce wires, welding and testing of the wear resistance.*

Key words*: wire, welding, fabrication, wear resistance.*

Целью работы являлось изучение возможности использования для наплавки бункеров и желобов для транспортировки угля наплавленной проволокой из стали 40ГМФР и 40Х3Г2МФ. Изготовление проволоки проводилось на лабораторной машине по изготовлению порошковой проволоки.

Диаметр проволоки 3,6 мм, оболочка выполнена из ленты Ст3. В качестве наполнителя использовались соответствующие порошкообразные материалы, причем взамен аморфного углерода применяли углеродфторсодержащую пыль газоочистки алюминиевого производства. Наплавку изготовленной проволокой проводили под флюсом АН-26С на пластины из стали марки Ст3. Химический состав исследуемых наплавленных образцов определяли рентгенофлуоресцентным методом на спектрометре XRF-1800 и атомно-эмиссионным методом на спектрометре ДФС-71. Химический состав изготовленных проволок, а также стали 40Х3Г2МФ и 40ГМФР в соответствии с ГОСТ 10543-98 приведен в таблицах 1 и 2. Наплавку производили при помощи сварочного трактора ASAW-1250, с режимом наплавки I = 400 А, U = 27 В, V = 20 см/мин, на всех образцах. Испытания на износостойкость производили на машине 2070 СМТ-1. Испытания проводились на режимах: нагрузка -20 мА, усилие -87 Н, частота -20 обр/мин. Результаты испытания приведены в таблице 3.

Таблица 1 – Химический состав проволоки 40Х3Г2МФ

Марка проволоки	C	Mn	Si	Cr	Ni	V	Mo
40Х3Г2МФ	0,35–0,45	1,3–1,8	0,4–0,7	3,3–3,8	< 0,4	0,1–0,2	0,3–0,5
21	0,06	0,48	0,3	1,98	0,15	0,06	0,3
21.1	0,19	0,52	0,74	2,79	0,17	0,14	0,26

Таблица 2 – Химический состав проволоки 40ГМФР

Марка проволоки	C	Mn	Si	Cr	V	Mo	B
40ГМФР	0,36–0,44	0,9–1,2	0,17–0,37	0,2–0,5	0,06–0,1	0,08–0,16	0,001–0,003
22	0,06	0,43	0,26	0,36	0,01	0,07	0,003
22.1	0,16	0,32	0,62	0,25	0,19	0,11	0,003

Таблица 3 – Результаты испытания на износостойкость

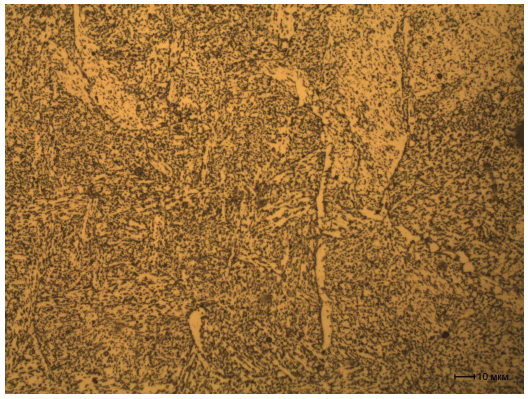
Номер образца	Масса образца начало испытания, г	Масса образца окончание испытания, г	Потеря массы образца, (г/ %)	Количество оборотов	Скорость истирания, г/об
21	197,059	194,386	2,673/ 1,36	5843	0,00046
22	185,317	183,220	2,092/ 1,13	6304	0,00033
21.1	132,768	132,573	0,195/ 0,26	6214	0,00003
22.1	130,281	129,398	0,883/ 1,15	5760	0,00015
Примечание: 21, 21.1 – образцы, наплавленные проволокой 40Х3Г2МФ; 22, 22.1 – образцы, наплавленные проволокой 40ГМФР.					

Металлографические исследования микрошлифов проводили с помощью оптического микроскопа OLYMPUS GX-51 в светлом поле в диапазоне увеличений × 100 – 1000 после травления в спиртовом растворе азотной кислоты. Исследование продольных образцов наплавленного слоя на наличие неметаллических включений осуществляли в соответствие с ГОСТ 1778-70 при увеличении × 100. Величину зерна определяли по ГОСТ 5639-82 при увеличении × 100. Образец 21 имеет феррито-перлитную структуру с видманштедтовой направленностью (рисунок 1, а). В исследуемом образце присутствуют неметаллические включения: силикаты недеформирующиеся (балл 2б) и оксиды точечные (балл 2 а) (рисунок 2, а). Величина зерна по шкале зернистости соответствует № 3 и № 4.

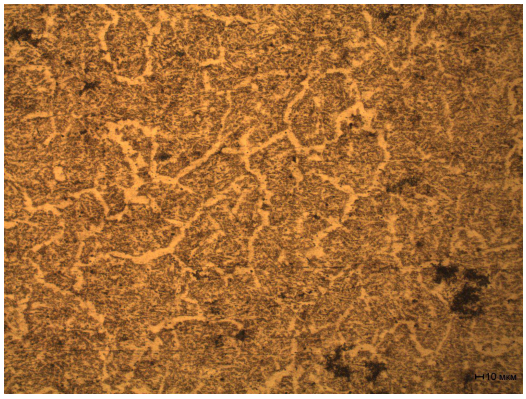
Структурными составляющими образца 21.1 являются также феррит и перлит, однако феррит присутствует не в виде отдельной структурной составляющей, а в виде сетки (рисунок 1, б). В данном случае наблюдается большая степень загрязненности неметаллическими включениями. Присутствуют силикаты недеформирующиеся (балл 5б и 4б) и оксиды точечные (балл 2а и 3а) (рисунок 2, б). Величина зерна соответствует № 5 и № 4.

Образец 22 имеет феррито-перлитную структуру с видманштедтовой направленностью (рисунок 1, в). В изучаемом образце обнаружены силикаты недеформирующиеся (балл 2б), оксиды точечные (балл 1а и 2а) (рисунок 2, в). Величина зерна по шкале зернистости соответствует № 4 и №5.

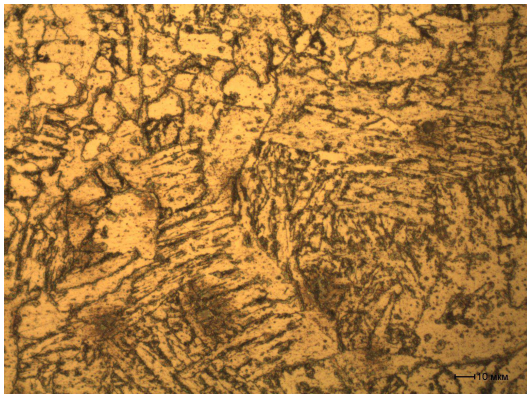
В структуре образца 22.1 также наблюдается феррит и перлит, но феррит присутствует в виде сетки (рисунок 1, г). Уровень загрязненности неметаллическими включениями более высокий по сравнению с предыдущим образцом: силикаты недеформирующиеся (балл 3б и 5б), оксиды точечные (балл 1а) (рисунок 2, г). Величина зерна соответствует № 5 и № 6. Таким образом, сталь 40ГМФР имеет более мелкое зерно.



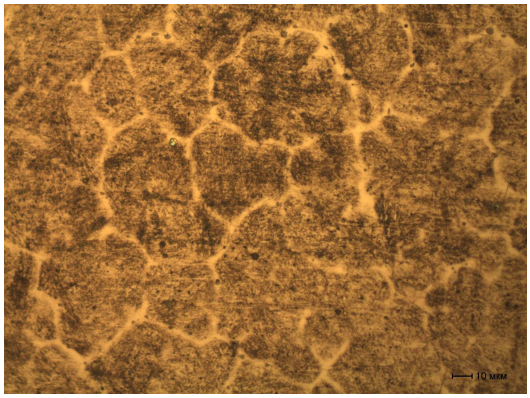
а



б

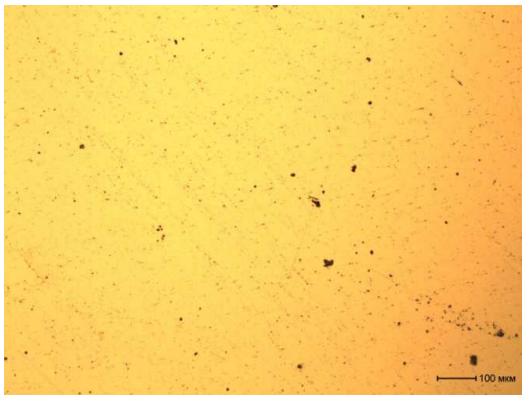


в

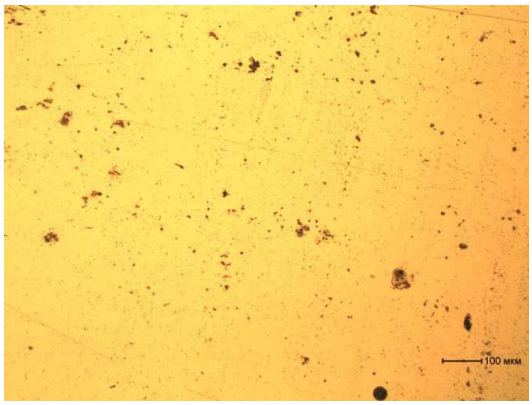


г

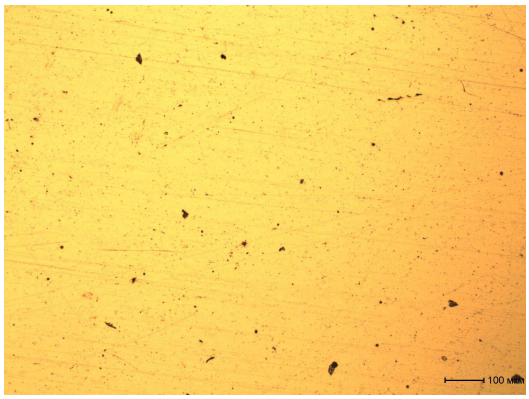
а – образец № 21; б – образец № 21.1; в – образец № 22; г – образец № 22.1
Рисунок 1 – Микроструктура исследуемых образцов, ×500



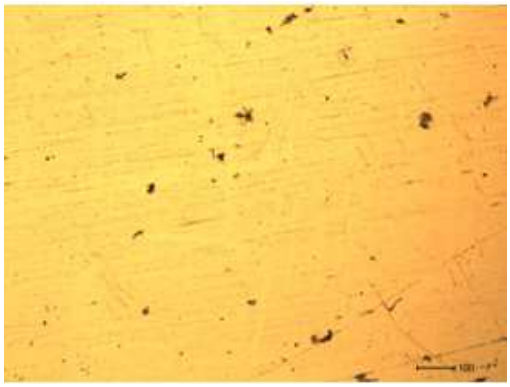
а



б



в



г

а – образец № 21; б – образец № 21.1; в – образец № 22; г – образец № 22.1
Рисунок 2 – Характер неметаллических включений в исследуемых образцах

Таким образом, исследуемые образцы указывают на то, что сталь 40Х3Г2МФ по сравнению со сталью 40ГМФР обладает более высокими износостойкими свойствами.

УДК 621.791.14;18

МЕТОДИКА РАСЧЕТА ПЛОЩАДИ ФИЗИЧЕСКОГО КОНТАКТА ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ НЕРАЗЪЕМНЫХ СОЕДИНЕНИЯ В УСЛОВИЯХ ТУГОЙ ПОСАДКИ*

Пицык В.С., Муравьев В.И., Саблин П.А., Евстигнеев А.И.

Комсомольский-на-амуре государственный технический университет, г. Комсомольск-на-амуре, Россия, BiktopSergeevich@yandex.ru

Аннотация: *В статье приводится методика расчета значения натяга, обеспечивающего заданный уровень сближения сопрягаемых поверхностей, при тугой посадке заготовок системы «вал-отверстие». На примере трубных образцов из сплава ПТ7М производится экспериментальная оценка разработанной методики.*

Ключевые слова: *сварка в твердом состоянии, площадь физического контакта, тугая посадка, трубопроводные системы, титановые сплавы.*

THE METHOD OF CALCULATING THE AREA OF PHYSICAL CONTACT IN THE MANUFACTURE OF PERMANENT CONNECTIONS IN CONDITIONS OF A TIGHT FIT

Pitcyk V.S., Muravyev V.I., Sablin P.A., Evstigneev A.I.

Komsomolsk-on-Amur State Technical University, Komsomolsk-on-Amur, Russia, BiktopSergeevich@yandex.ru

Abstract*: The article describes the method of calculating the value of the preload providing a predetermined level of convergence of the mating surfaces, to tight fit of the workpiece system of «shaft-hole». For example, of tubular samples from alloy PT7M performed experimental evaluation of the developed technique.*

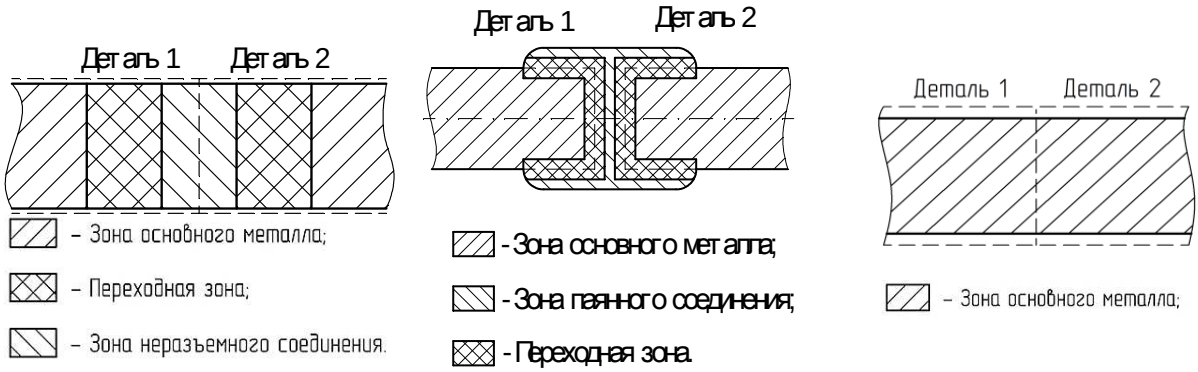
Key words: *welding in solid state, area of physical contact, tight fit, pipeline system, titanium alloys.*

Опыт эксплуатации летательных аппаратов (ЛА) показывает, что их ресурс в значительной мере определяется долговечностью элементов конструкции в зонах соединений, при этом большинство случаев разрушений (75 – 85 %) вызвано потерей прочности именно НС. Это, в первую очередь, связано с наличием в НС переходного слоя со структурой и свойствами отличными от основного металла (ОМ). Наличие переходного слоя в материале НС характерно для всех наиболее распространенных методов получения НС ТС ЛА – аргонодуговой сварки (АрДС) и пайки токами высокой частоты (ПТВЧ) (рисунок 1) и обусловлено рядом технологических особенностей данных процесс: интенсивное термического воздействие, приводящее к выгоранию легирующих компонентов; введение в зону НС присадочных материалов (электродный материал, защитный флюс, припой) с химическим составом отличным от ОМ.

Применение методов сварки в твердом состоянии исключает формирование переходного слоя (как правило, процесс ведется при температурах до 0,7 $T_п$, при которой не происходит изменений в химическом составе ОМ, и без использования присадочных материалов). Аналитическая оценка возможностей применения методов получения НС в твердом состоянии при изготовлении ТС ЛА показывает, что все существующие на сегодняшний день методы имеют различные ограничения технологического характера (таблица 1). Таким образом, вопрос разработки новых технологических приемов получения НС в твердом состоянии на заготовках системы «вал-отверстие» является актуальной задачей.

Наибольший интерес в этом отношении представляет метод, рассмотренный в работах [1 – 3]. Однако, тот факт, что одна из заготовок получена методом порошковой металлургии, обуславливает наличие в материале НС явной гетерогенная область.

* Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований по программе «мол_а».



а б

Рисунок 1 – Схемы сварного (а), паянного (б) и НС, полученного в твердой фазе

Таблица 1 – Ограничения по применению традиционных методов получения НС в твердом состоянии при изготовлении ТС ЛА

Имеющиеся технологические ограничения	Способ сварки												
	Холодная	Взрывом	Магнитноимпульсная	Вакуумо-термическая магнитноимпульсная	Сварка импульсным электрическим разрядом в жидкости	Ударная	Индукционная	Ультразвуковая	Трением	Прокаткой в вакууме	Термокомпрессионная	Сварка взрывающихся прослоев	Диффузионная сварка в вакууме и защитных средах	Сварка в электронике
Ограничения по типам получаемых соединений	+	+	+	+	-	+	+	-	+	+	+	+	-	-
Ограничения по габаритным размерам получаемых заготовок	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+
Необходимость использования сложного дорогостоящего оборудования	-	-	+	+	+	-	-	+	+	-	-	-	+	-
Невозможность использования в монтажных условиях	+	+	-	+	+	+	-	-	-	+	+	+	+	+
Возможно высокая длительность получения соединения	-	-	-	+	-	+	+	+	-	-	-	-	+	-
Аналитическая оценка возможности использования метода при получении НС ТС ЛА из титановых сплавов	40 %	-	30 %	20 %	-	-	50 %	50 %	40 %	-	-	-	50 %	-

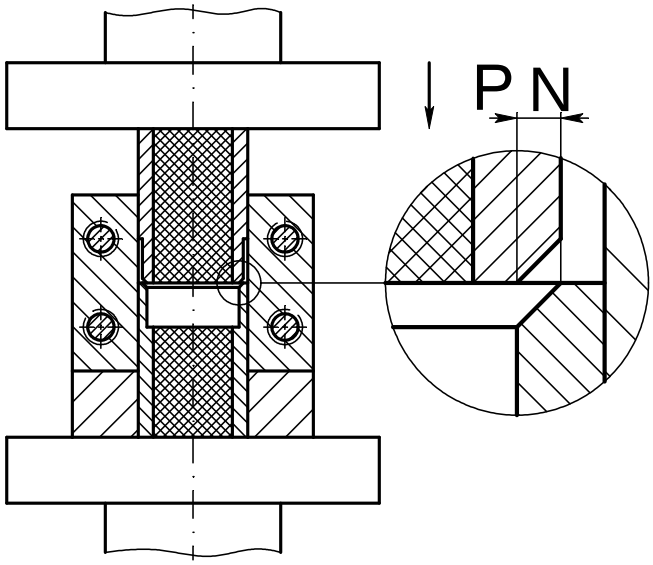
Обеспечение максимально возможной площади физического контакта является обязательным условием получения качественного НС в твердом состоянии [4 – 6]. Вопрос определения требуемых значений натягов в работах [1 – 3] имеет специфический характер, это связано с существенным объемным расширением порошковых материалов при их нагреве. Поэтому методика определения оптимального значения натяги полученная в работах [1 – 3] не может гарантировать достаточный уровень физического контакта при использовании цельных заготовок. В данной работе проводятся ряд теоретических и практических исследований по разработке методики расчета значения натяга, обеспечивающего заданный уровень сближения сопрягаемых поверхностей заготовок системы «вал-отверстие».

Для экспериментальной оценки предложенной методики использовались трубные образцы из сплава ПТ7М длиной 45 мм с наружным диаметром ($D_т$) 10,25 мм, внутренним диаметром ($d_т$) 7,65

мм и толщиной стенки (l) 1,3 мм. Запрессовка образцов производилась на испытательной машине INSTRON 3382 по схеме, приведенной на рисунке 2, с использованием обоймы для исключения вероятности раздачи охватывающей заготовки в зоне сопряжения. Для исключения возможности деформирования охватываемой заготовки, а так же повышения жесткости заготовок они были залиты легкоплавким сплавом Вуда. Запрессовка производилась при следующих значениях натяга: 50, 100, 200 и 400 мкм. Конечные размеры образцов определялись выражениями:

– для охватываемой заготовки – $D_т - l+0,5N$;

– для охватывающей заготовки – $d_т + l - 0,5N$.

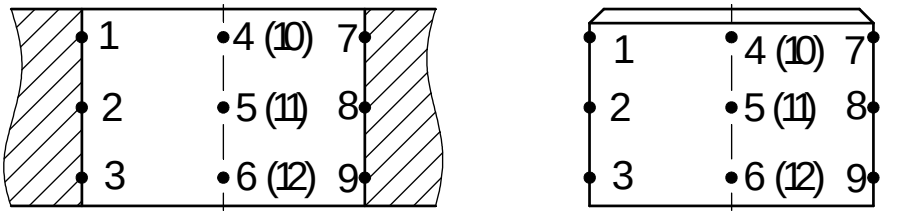


P – усилие запрессовки; N – натяг

Рисунок 2 – Схема запрессовки образцов

Изготавливались образцы на современном высокоточном оборудовании: токарно-винторезном станке с ЧПУ марки 16К20Ф3 и вертикально-фрезерном обрабатывающем центре с ЧПУ марки VF-1. Шероховатость образцов определялась на плофилометре Elcometer 7061 MarSurf PS1 согласно схем приведенных на рисунке 3.

После запрессовки образцы были разрезаны и разъединены механическим путем с целью оценить состояние внутренней поверхности заготовок и определения фактической площади физического контакта при данном уровне натяга. Снимки поверхности делались на микроскопе марки Primo Star при увеличении 25 крат. После изображения обрабатывались в программе Image-Pro Plus версии 5.1, при котором на них накладывалась контрастная маска, выделяющая светлые участки на поверхности (места схватывая). Далее программно определялась общая площадь выделенных участков и сравнивалась с общей обследуемой площадью.



Охватывающая заготовка *Охватываемая заготовка*

Рисунок 3 – Схема измерения шероховатости образцов

При условии пластического насыщенного контакта с учетом упругого восстановления материала за скользящей микронеровностью величина площади физического контакта может быть определена выражением [7]:

$$A_r = 0,5A_c \times b \times \varepsilon^{v}\left(1+\frac{2,2\times\varepsilon^{-\frac{1}{6}}}{\Delta^{\frac{1}{6}}}\times\left(\frac{HB\times\left(1-\mu^2\right)}{E}\right)^{\frac{1}{3}}\right), \quad (1)$$

где A_c – величина контурной площади контакта сопрягаемых поверхностей (определяется суммой площадей элементарных площадок контакта выступов шероховатости по всей сопрягаемой поверхности);

b и Δ – параметры шероховатости, зависящие от вида обработки;

ε – величина сближения сопрягаемых поверхностей (определяется отношением величины от вершины самого высокого выступа до рассматриваемого сечения (h) к максимальной высоте микронеровности (R_{max}));

HB – твердость материала по Бринеллю;

E – модуль упругости материала;

μ – коэффициент пуансона материала.

Величина коэффициента ν определяется из выражения [7]:

$$v = 0,2\times\left(\frac{R_{max}}{R}\right)^{\frac{3}{2}}, \quad (2)$$

где R_{max} – максимальная высота микронеровности поверхности; R – радиус кривизны вершины микронеровности.

Величина контурной площади определяется выражением вида [7]:

$$A_c = \frac{F}{P_c}, \quad (3)$$

где F – нормальная составляющая силы, действующей на выступы шероховатости;

P_c – контурное давление.

При этом величина нормальной составляющей силы действующей на выступы шероховатости может быть определена как произведение контактного напряжения (P_k) и номинальной площади сопрягаемых поверхностей (A_H). Тогда величина контурной площади может быть определена из выражения [7]:

$$A_c = \frac{P_k \times A_н}{P_c}. \quad (4)$$

Согласно общепринятой теории деформаций и напряжений, а так же стандартной методике расчета тугих посадок величина контактного напряжения рассчитывается по формуле Ляме [8 – 10]:

$$P_k = \frac{N}{d\times\left(\frac{C_1}{E_1}+\frac{C_2}{E_2}\right)}, \quad (5)$$

где N – величина натяга в соединении;

C_1 и C_2 – коэффициенты Ляме для деталей типа вал и отверстие соответственно;

E_1 и E_2 – модуль упругости для деталей типа вал и отверстие соответственно.

Коэффициенты Ляме определяются соотношениями [8 – 10]:

$$C_1 = \frac{1+\left(\frac{d_1}{d}\right)^2}{1-\left(\frac{d_1}{d}\right)^2}-\mu_1, \quad (6)$$

$$C_2 = \frac{1+\left(\frac{d}{d_2}\right)^2}{1-\left(\frac{d}{d_2}\right)^2}+\mu_2, \quad (7)$$

где d – номинальный диаметр соединения;

d_1 – внутренний диаметр охватываемой заготовки;

d_2 – наружный диаметр охватывающей заготовки;

μ_1, μ_2 – коэффициенты Пуассона для детали типа вал и тапа отверстие соответственно.

Величина контурного давления определяется выражением вида [7]:

$$P_c = \frac{0,4 \times E \times \Delta^{\frac{1}{2}} \times \varepsilon^{\frac{5}{4}}}{1-\mu^2}, \tag{8}$$

Поскольку в процессе прессования будет происходить процесс смятия шероховатости, то расчетная величина натяга будет уменьшаться на величину порядка ΔN, которая составляет $1,2(Ra_1+Ra_2)$ [6].

Сближение поверхностей удобно задавать как относительную величину в диапазоне от 0 до 1, с интервалом 0,05. Значение A_r можно определить из допущения $\varepsilon \approx A_r / A_н$ [7]. Поскольку запрессовка заготовок проводится в условиях исключающих их деформацию, справедливы допущения о том, что выражения $(\frac{d_1}{d})^2$ и $(\frac{d}{d_2})^2$ равны 0. С учетом сказанного значение натяга, обеспечивающего требуемый уровень физического контакта, можно определить из выражения:

$$N = 1,2 \times \left(Ra_1 + Ra_2\right) + \frac{A_r \times 0,4 \times E \times \sqrt{\Delta} \times \sqrt[4]{\left(\frac{A_r}{A_н}\right)^5} \times d \times \left(E_2 - \mu_1 E_2 + E_1 + \mu_2 E_1\right) \times 2}{b \times \left(\frac{A_r}{A_н}\right)^{0,2 \times \sqrt{\left(\frac{Rmax}{R}\right)^3}} \times \left(1-\mu^2\right) \times \left(\left(1 + \frac{2,2 \times \sqrt[6]{A_н}}{\sqrt[6]{A_r} \times \sqrt[6]{\Delta}}\right) \times \sqrt[3]{HB \times \left(1-\mu^2\right)}\right) \times E_1 \times E_2}. \tag{9}$$

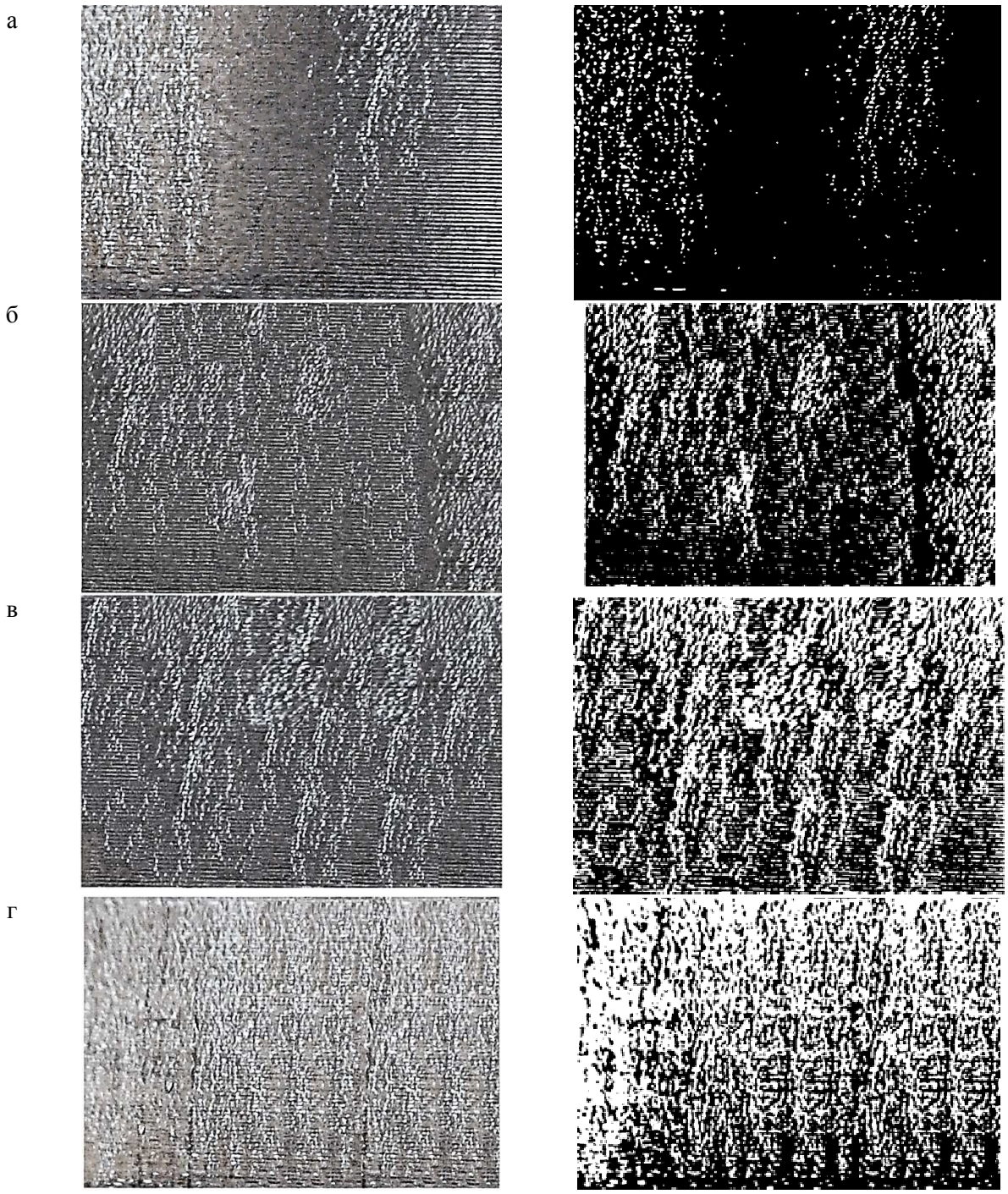
В таблице 2 приведены основные физико-технологические свойства материала необходимые для расчета. На рисунке 4 приведены результаты анализа внутренней поверхности заготовок после прессования при различном уровне натяга. На основании данных приведенных в таблице 2 и на рисунке 4 были построены теоретический и экспериментальный графики зависимости требуемого значения натяга для обеспечения заданного уровня сближения сопрягаемых поверхностей (рисунок 5).

Таблица 2 – Основные физическо-технологические свойства материалов и параметры шероховатости заготовок

Материал заготовки	Показатель													
	Ra_1, мм $\times 10^{-6}$	Ra_2, мм $\times 10^{-6}$	R_{max}, мкм	R, мкм	d, м $\times 10^{-3}$	E, Па $\times 10^9$	E_1, Па $\times 10^9$	E_2, Па $\times 10^9$	μ	μ_1	μ_2	$\Delta \times 10^{-2}$	b	HB, Па$\times 10^5$
ПТ7М	1	0,99	1,35	28	8,9	1,18			0,32			2,8	1,5	28

Из рисунка 5 видно, что экспериментальная кривая имеет характер аналогичный кривой построенной по данным теоретического расчета. Однако характер подъема кривой более крутой. В целом на основании полученных экспериментальных данных можно сказать, что разработанная методика обладает определенной степенью адекватности и позволяет в первом приближении определить требуемое значение натяга для получения достаточной площади физического контакта. Для повышения адекватности разработанной методики расчета в выражение (9) необходимо внесение поправочного коэффициента (k). На основании данных рисунка 5 было определено выражение для определения значения поправочного коэффициента как функции требуемого значения сближения сопрягаемых поверхностей:

$$k = 1,717 \times \varepsilon^{-0,266}. \tag{10}$$



а – натяг 50 мкм; б – натяг 100 мкм; в – натяг 200 мкм; г – натяг 400 мкм

Рисунок 4 – Внутренняя поверхность охватывающих заготовок из сплава ПТ7М после тугой посадки при увеличении 25 крат

Подставив (k) в выражение (10) получим формулу для расчета значения натяга, обеспечивающего заданный уровень сближения сопрягаемых поверхностей, при тугой посадке заготовок системы «вал-отверстие» из сплава ПТ7М:

$$N = 2,0604 \times \varepsilon^{-0,266} \times \left(Ra_1 + Ra_2\right) + \\ + \frac{A_r \times 0,4 \times E \times \sqrt{\Delta} \times \sqrt[4]{\left(\frac{A_r}{A_н}\right)^5} \times d \times \left(E_2 - \mu_1 E_2 + E_1 + \mu_2 E_1\right) \times 2}{b \times \left(\frac{A_r}{A_н}\right)^{0,2 \times \sqrt{\left(\frac{Rmax}{R}\right)^3}} \times \left(1-\mu^2\right) \times \left(\left(1 + \frac{2,2 \times \sqrt[6]{A_н}}{\sqrt[6]{A_r} \times \sqrt[6]{\Delta}}\right) \times \sqrt[3]{HB \times \left(1-\mu^2\right)}\right) \times E_1 \times E_2} . \quad (11)$$

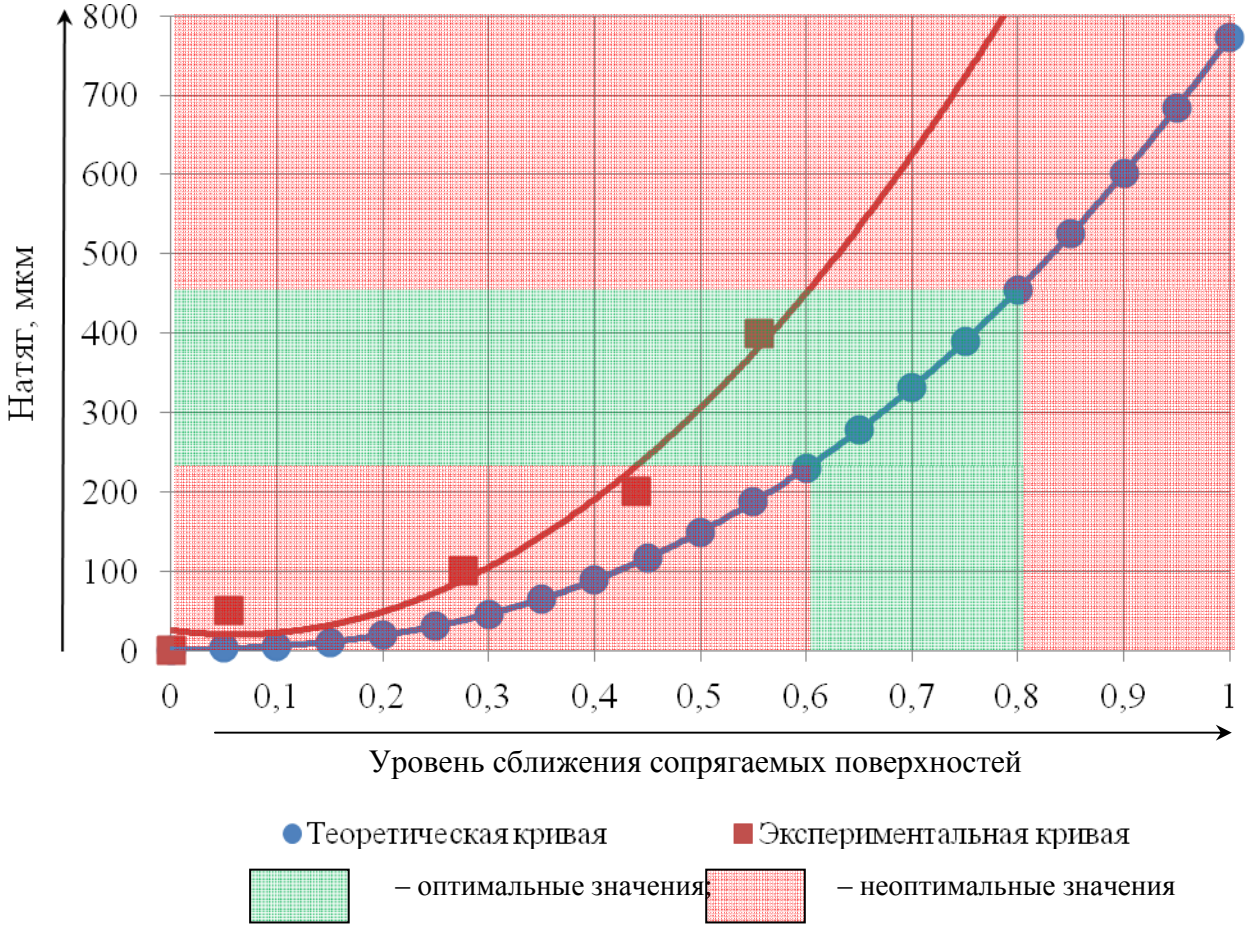


Рисунок 5 – Экспериментальная кривая зависимости площади физического контакта от натяга при тугой посадке заготовок системы «вал-отверстие»

Библиографический список

1. Муравьев, В.И. Исследование влияния диффузионных процессов взаимодействия порошковых частиц сплава 2М2А и листовых заготовок из сплава ВТ20 на свойства композиционных конструкций / В.И. Муравьев, А.Ф. Мельничук, П.В. Бахматов // Заготовительные производства в машиностроении. – 2011, №1. – С. 42-45.

2. Муравьев, В.И. Сравнительная оценка изготовления деталей штамповкой и методом порошковой металлургии / В.И. Муравьев, А.Ф. мельничук, Б.Н. Марьин // Кузнечно-штамповочное производство. – 1999, №1. – С. 13-17.

3. Мельничук, А.Ф. Активирование диффузионных процессов взаимодействия порошковых частиц сплава 2М2А и листовых заготовок из сплава ВТ20 / А.Ф. Мельничук, В.И. Муравьев, П.В. Бахматов, А.А. Дебеляк // Вестник КнАГТУ. – 2009. – С. 143-150.

4. Конюшков, Г.С. Специальные методы сварки давлением: учеб. пособие / Г.В. Конюшков, Р.А. Мусин. – Саратов: Ай Пи Эр Медиа, 2009 – 632 с.

5. Люшенский, А.В. Диффузионная сварка разнородных материалов: учеб. пособие для студ. высш. учеб. заведения / А.В. Люшенский. – М.: Издат. центр «Академик», 2006. – 208 с.

6. Петренко, В.Р. Металловеденье диффузионной сварки титана / В.Р. Петренко. – М.: Издательский центр «Технология машиностроения», 2005 – 315 с.

7. Справочник по триботехнике. В 3 т. Т1. Теоретические основы / Под общ. ред. М. Хебды и А.В. Чичинадзе – М.: Машиностроение. 1989. – 400 с.

8. Анухин, В.И. Допуски и посадки. Выбор и расчет, указание на чертежах / В.И. Анухин. – 2001. – 219 с.

9. Малинин, Н.Н. Прикладная теория пластичности и ползучести / Н.Н. Малинин. – М.: Машиностроение. 1975. – 400 с.

10. Самуль, В.И. Основы теории упругости и пластичности / В.И. Самуль. – М.: Высш. шк. – 1982. – 264 с.

УДК 621.791.14;18

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ СОСТАВ И СВОЙСТВА МАТЕРИАЛА НЕРАЗЪЕМНОГО СОЕДИНЕНИЯ, ПОЛУЧЕННОГО В УСЛОВИЯХ ТУГОЙ ПОСАДКИ ЗАГОТОВОК СИСТЕМЫ «ВАЛ-ОТВЕРСТИЕ»*

Пицык В.С., Муравьев В.И., Саблин П.А., Евстигнеев А.И.

Комсомольский-на-амуре государственный технический университет, г. Комсомольск-на-амуре, Россия, BiktopSergeevich@yandex.ru

***Аннотация**: В статье приводятся результаты исследований структуры состава и технологических свойств неразъемных соединений полученных в условиях тугой посадки заготовок системы «вал-отверстие» из титанового сплава марки ВТ20. Показано, что скоростной автовакуумный нагрев до температуры предпревращения позволяет получить неразъемные соединения, структура состав и свойства которых аналогичны основному металлу.*

***Ключевые слова:** сварка в твердом состоянии, тугая посадка, термическая обработка, трубопроводные системы, титановые сплавы.*

THE EFFECT OF THERMAL TREATMENT ON THE STRUCTURE COMPOSITION AND MATERIAL PROPERTIES OF PERMANENT CONNECTION OBTAINED UNDER CONDITIONS OF A TIGHT FIT BLANKS THE SYSTEM OF «SHAFT-HOLE»

Pitcyk V.S., Muravyev V.I., Sablin P.A., Evstigneev A.I.

Komsomolsk-on-Amur State Technical University, Komsomolsk-on-Amur, Russia, BiktopSergeevich@yandex.ru

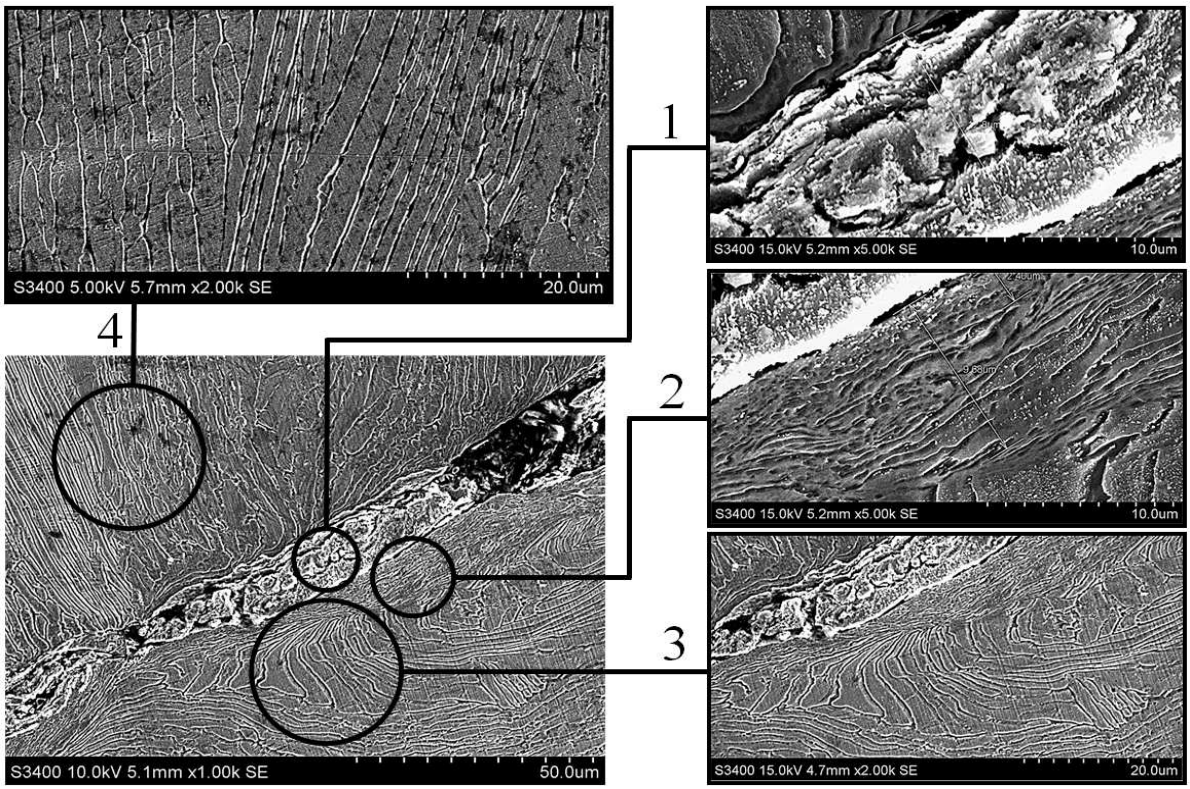
***Abstract**: The article describes the method of calculating the value of the preload providing a predetermined level of convergence of the mating surfaces, to tight fit of the workpiece system of "shaft-hole". For example, of tubular samples from alloy PT7M performed experimental evaluation of the developed technique.*

***Key words:** welding in the solid state, tight fit, heat treatment, pipeline systems, titanium alloys.*

В работах [1 – 5] было показано, что одним из перспективных методов получения неразъемных соединений (НС) трубных заготовок является их тугая посадка, в результате которой в области НС формируется переходной слой с 4-мя четко различимы областями: 1) областью диффузионного взаимодействия; 2) областью измельченной микроструктуры; 3) переходной областью – в данной области происходит постепенное уменьшение среднего размера зерна в направлении от основного металла (ОМ) к участку измельченной микроструктуры; 4) областью ОМ. Характер распределения микротвердости в переходном слое носит характер близкий к нормальному с пиком в области 1, в которой сосредоточено существенное количество несплошностей. Оба эти фактора говорят о незначительном развитии стадии объемного взаимодействия при формировании НС в условиях ТП. С целью активации стадии объемного взаимодействия, а также снятия остаточных напряжений и залечивания несплошностей, необходимо дополнительное энергетическое воздействия – термическая обработка (ТО) (рисунок 1).

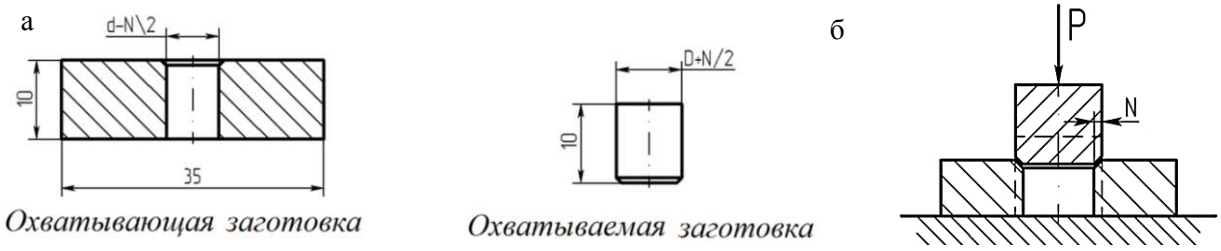
Исследования по установлению влияния вида и режимов ТО на состав структуру и свойства материала переходного слоя НС, полученного в условиях тугой посадки заготовок системы «вал-отверстие» проводились с использованием образцов системы «вал-отверстие» из сплава ВТ20 (рисунок 2, а). Запрессовка образцов производилась на испытательной машине INSTRON 3382 по схеме, приведенной на рисунке 2, б, при натяге в 200, 250, 300, 350, 400 и 450 мкм. Конечные размеры образцов определялись из выражений: для охватываемой заготовки – $D+ 0{,}5N$; для охватываемой заготовки – $D- 0{,}5N$;

* Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований по программе «мол_а».



1 – область диффузионного взаимодействия; 2 – область измельченной структуры; 3 – переходная область; 4 – область основного металла

Рисунок 1 – РЭМ материала переходного слоя НС, полученного при натяге 450 мкм



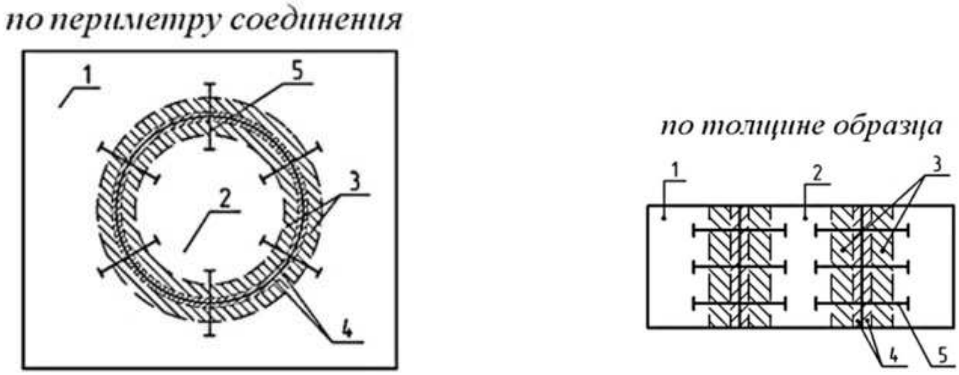
P – усилие запрессовки; *N* – натяг

Рисунок 2 – Внешний вид образцов (а) и схема их запрессовки (б)

Изготавливались образцы на современном высокоточном оборудовании: токарно-винторезном станке с ЧПУ марки 16К20Ф3 и вертикально-фрезерном обрабатывающем центре с ЧПУ марки VF-1. Анализ структуры материала переходного слоя производился по данным растровой электронной микроскопии (РЭМ), полученной на растровом электронном микроскопе S 3400-N. Карты распределения основного и легирующих компонентов получены на микроскопе S 3400-N. Измерение микротвердости производилось на микротвердомере HMV-2 согласно схем, представленных на рисунке 3. Испытания на выпрессовку производились на испытательной машине INSTRON 3382. Радиографический контроль качества НС (ГОСТ 7512-82) производился с использованием портативного рентген аппарат РПД-150 и радиографической пленки AGFA D8. Капиллярная дефектоскопия (ГОСТ 18442-80) НС производилась с использованием комплекта для цветной дефектоскопии от компании Sherwin.

Имеющиеся теоретические данные по проведению ТО титановых сплавов [6 – 10] позволили определить следующие виды ТО материала переходного слоя НС, полученного в условиях ТП: 1) нагрев под слоем защитной эмали (обязательно наличии титановой стружки в приспособлении) до температуры предпревращения (970±5 °С), выдержка 10 минут и 1 час (режимы 1 и 2), охлаждение в соленой холодной воде вместе с приспособлением; 2) автовакуумный нагрев до температуры предпревращения, выдержка 10 минут и 1 час (режимы 3 и 4), охлаждение на воздухе вместе с герметичным

приспособлением. Температура предпревращения для рассматриваемых сплавов определялась по дилатометрическим кривым, полученным на дилатометре DIL 402 PC.



1 – ОМ охватывающей заготовки; 2 – ОМ охватываемой заготовки; 3 – переходная область материала НС; 4 – область измельченной микроструктуру материала НС; 5 – участки проведения измерений

Рисунок 3 – Схема измерения микротвердости материала НС, полученного в условиях тугой посадки

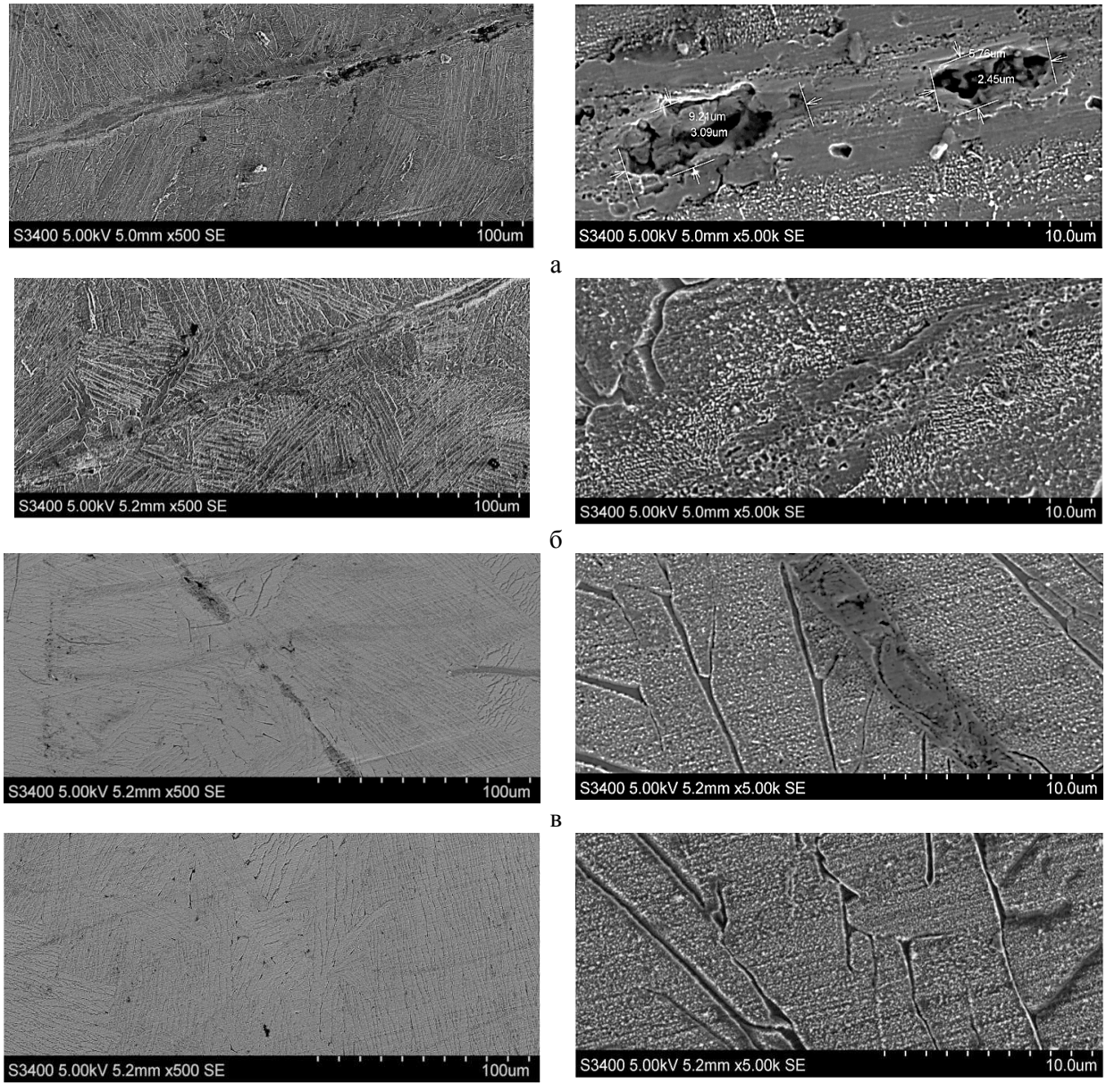
Анализ результатов РЭМ (рисунок 4) материала переходного слоя НС, полученного в условиях ТП при оптимальном натяге после ТО показал, что в целом ТО оказывает благоприятное воздействие – происходят интенсификация стадии объемного взаимодействия и интенсивное сращивание заготовок (подтверждается направленной ориентацией зерен и уменьшением числа и размеров несплошностей), и релаксация остаточных напряжений (подтверждается выравниванием микротвердости материала НС – рисунок 5). Влияния на распределение основного и легирующих компонентов ТО не оказывает (рисунок 6).

Наиболее эффективной стала ТО по режиму 4. После которой в материале НС наблюдается практически полное исчезновение несплошностей (сохранившиеся несплошности носят единичный характер, их общая протяженность не превышает 0,003 % от общей протяженности соединения) и полное исчезновение областей 1-3, выявленных в материале НС после ТП. Зерна имеют неравноосную вытянутую форму с размерами от 2 до 5 мкм в ширину и от 10 до 24 мкм в длину, что говорит о формировании псевдо-α структуры корзинчатого типа аналогичной ОМ.

Следующей по эффективности стала ТО по режиму 2, после которой в материале НС так же наблюдается полное исчезновение области 3 и частичное исчезновение области 2, а именно существенное ее сужение и перемещение в направлении к области 1, которая так же стала менее выражена. Зерна в области диффузионного взаимодействия имеют неравноосную форму и ориентированы в направлении перпендикулярном линии соединения, по размерному показателю могут быть классифицированы как микрокристаллические. В сохранившейся, но намного более узкой области 2 (ширина не превышает 8 мкм) зерна имеют неравноосную вытянутую форму в направлении линии соединения. Существенно уменьшилось число несложностей и их размер. Форма сохранившихся несплошностей приближается к окружности, размеры не превышают 2,6 мкм, сосредоточены в основном в области диффузионного взаимодействия. Сохранение несплошностей и не полное исчезновение областей 2 и 1 обусловлено худшими условиями защиты материала НС в процессе ТО от взаимодействия с газами окружающей среды, что привело к образованию на сопряженных поверхностях тонких окисных пленок, которые затормализи процесс массопереноса и препятствовали залечиванию несплошностей (рисунок 6). ТО по режимам 1 и 3 в целом дают схожую картину. В силу значительно меньшего времени выдержки при заданной температуре сохраняется значительное количество несплошностей и область диффузионного взаимодействия, которая четко различима. Области 2 и 3 исчезают полностью.

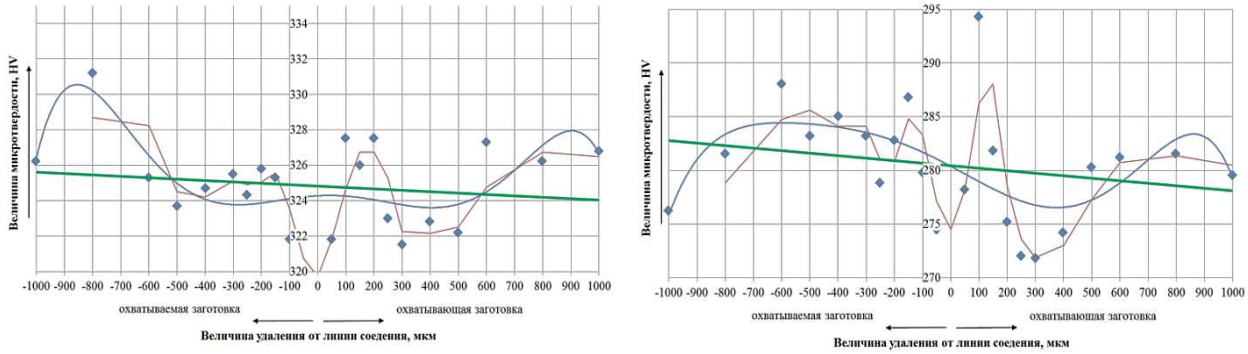
Однако в материале переходного слоя НС после ТО по режимам 1 и 3 есть ряд различий. Ширина области 1 после ТО по режиму 1 изменяется в интервале от 4,5 до 22 мкм, что превышает ширину данной зоны для образцов без ТО. Подобное вызвано объединением областей 1 и 2 под действием направленного массопереноса. Структура в области выражена не четко. Размеры несплошностей изменяются в широком диапазоне: по ширине – от 0,4 до 4,8 мкм; по длине – от 3 до 35 мкм, что превышает размеры несплошностей выявленных у образцов без ТО. Увеличение размеров несплошно-

стей связано с их переползанием и объединением. Детальное рассмотрение крупных несплошностей (рисунок 7, а) подтверждает предположения их образования в результате переползания и объединения более мелких несплошностей. Стенки имеют сильно развитую поверхность, глубина в разных точках существенно изменяется, наблюдаются перемычки соединяющие различные стенки. Вокруг крупной несплошности присутствуют скопления более мелких, часть из которых формируют развитую поверхность стенок крупной несплошности. После ТО по режиму 3 ширина области 1 изменяется от 1,5 до 8 мкм, что практически в двое меньше чем для образцов без ТО. Структура в области 1 более выражена, чем после ТО по режиму 1 и существенных отличий от структуры материала НС в этой же области без ТО не имеет. Зерна имеют хлопьевидную форму с нечетко выраженными границами, по размерному показателю зерна могут быть классифицированы как микрокристаллические. В области 1 присутствуют несплошности преимущественно нитевидного вида с шириной не более 0,4 мкм и протяженностью не более 6,4 мкм, единично встречаются крупные несплошности с развитой поверхностью и размерами до 3 мкм в ширину и до 8 мкм в длину (рисунок 7, б), однако, встречаются и плотные участки с отсутствующими несплошностями (рисунок 7, в).



а – режим 1; б – режим 2; в – режим 3; г – режим 4

Рисунок 4 – Результаты РЭМ материала переходного слоя НС, полученного в условиях ТП при оптимальном натяге, после различной ТО для заготовок из сплава ВТ20



а а

а – режим 4; б – режим 2

Рисунок 5 – Распределение микротвердости в материале переходного слоя НС после ТО

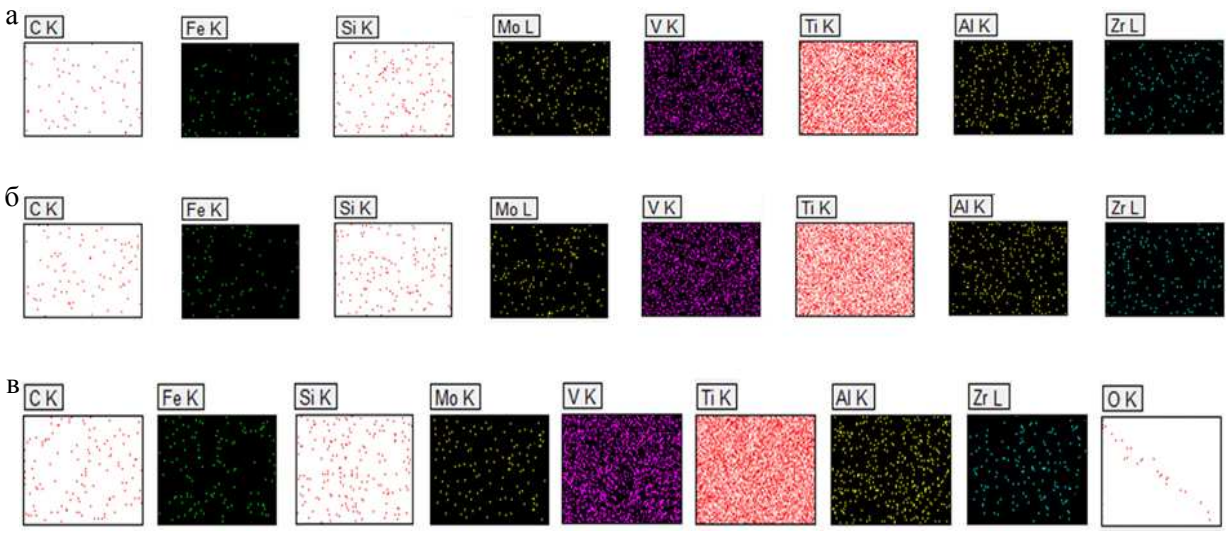
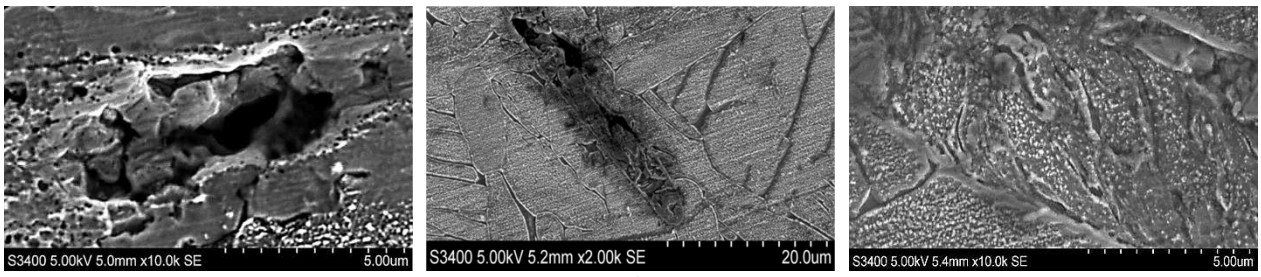


Рисунок 6 – Карты распределение основного и легирующих компонентов ОМ (а) и материала переходного слоя НС, полученного в условиях ТП с оптимальным натягом, после ТО по режиму 4 (б) и режиму 2 (в)



а б в

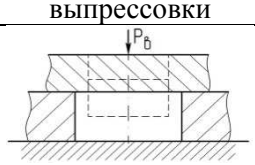
а – крупные несплошности после ТО по режиму 1; б – крупные несплошности после ТО по режиму 3; в – плотный участок после ТО по режиму 3

Рисунок 7 – РЭМ области диффузионного взаимодействия материала переходного слоя НС, полученного в условиях тугой посадки при натяге 450 мкм, после ТО по режимам 1 и 3

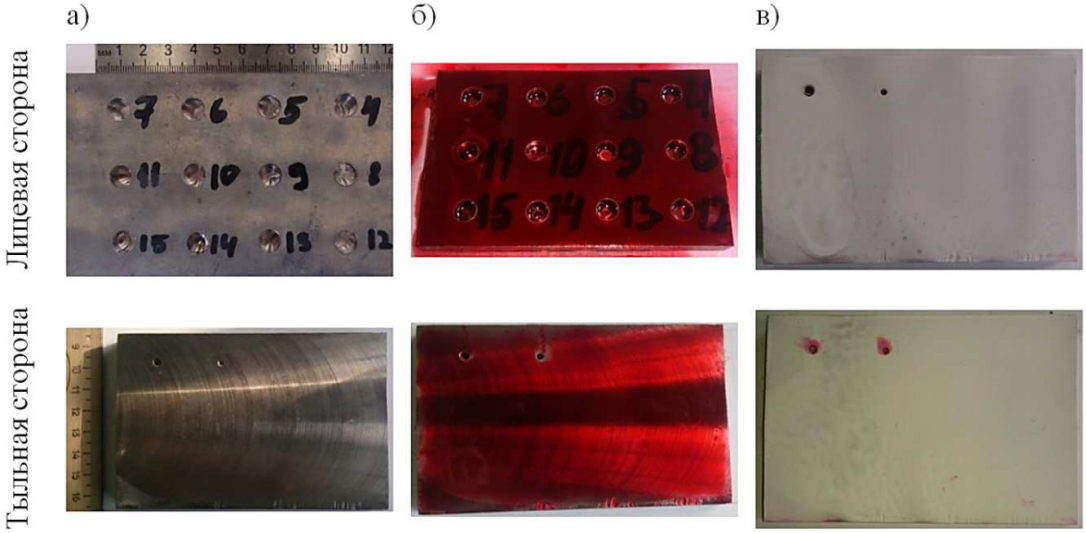
Результаты испытаний на выпрессовку, полученных при различном уровне натяга и после ТО на различных режимах представлены в таблице 1, из данных которой видно, что прочностные характеристики материала переходного слоя НС без ТО зависят от значения натяга в соединении и даже при его оптимальном уровне ниже, чем для цельных образов (прочность при срезе для цельного образца составляет 960 МПа). ТО по режимам 1 и 3 фактического влияния на прочность образцов не оказывает. Существенное положительное влияние оказывает ТО по режиму 4, после которой среднее

значение прочности при выпрессовке составляет 965 МПа.

Таблица 1 – Результаты испытаний на выпрессовку заготовок из сплава ВТ20

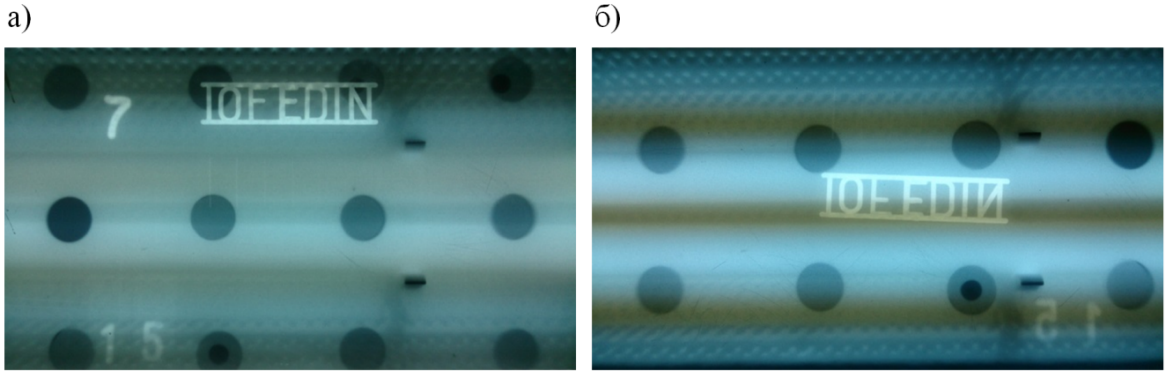
Схема выпрессовки	Вид ТО	Прочность при выпрессовке в зависимости от натяга, МПа					
		200 мкм	250 мкм	300 мкм	350 мкм	400 мкм	450 мкм
 $\Pi_в = \frac{P_{в\,max}}{A_r \approx S}$	Без ТО	182-201	199-216	211-233	234-257	311-369	409-521
	ТО по режиму 1	194-209	207-221	209-234	248-263	356-372	461-504
	ТО по режиму 2	291-340	321-406	364-421	477-508	570-609	741-833
	ТО по режиму 3	230-257	249-267	296-321	316-338	381-394	490-536
	ТО по режиму 4	309-359	359-416	391-456	608-698	824-900	924-1006
Примечание: 1) для получения более достоверных данных для каждого типа образцов производилась серия не менее чем из 5 испытаний; 2) $\Pi_в$ – прочность при выпрессовке, МПа; $P_{в\,max}$ – максимальное значение усилия выпрессовки, кН; S – площадь сопряжения заготовок							

Результаты капиллярной и радиографической дефектоскопии представлены на рисунках 8 и 9. Неразрушающий контроль не выявил наличия в соединениях внутренних и сквозных дефектов, что говорит об их высокой плотности и герметичности.



а – заготовка; б – заготовка после нанесения пенетранта;
в – заготовка после нанесения проявителя

Рисунок 8 – Результаты капиллярной дефектоскопии



а – фокусное расстояние 200 мм, число импульсов – 200;
б – фокусное расстояние 300 мм, число импульсов – 120

Рисунок 9 – Результаты радиографического контроля

Библиографический список

1. В.И. Муравьев, В.С. Пицык. Исследование процессов объемного взаимодействия заготовок типа отверстие-вал в автовакууме при температуре предпревращения / Учение записки Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета, 2014, №2., С. 96-104.

2. В.И. Муравьев, В.С. Пицык. Влияние прессовой посадки на процессы «схватывания» в зоне соединения трубных заготовок. Учение записки Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета, 2014, №1., С. 52-61.

3. Муравьев В.И. Получение соединения втулка-вал запрессовкой с последующим спеканием / В.И. Муравьев, П.В. Бахматов, В.С. Пицык // Вестник машиностроения, 2013, №12, С. 73-79.

4. Пицык В.С. Влияние структуры, состава и технологии получения диффузионных соединений на их свойства на примере титановых сплавов / В.С. Пицык, В.И. Муравьев // Перспективные материалы с иерархической структурой для новых технологий и надежных конструкций. Международная конференция. Сборник тезисов докладов. – Томск: ИФПМ СО РАН, 2015 – С. 185-187.

5. Пицык, В.С. Установление закономерностей структуры, состава и технологии получения неразъемных твердофазных соединений на их свойства на примере титановых сплавов авиационного назначения/ В.С. Пицык, В.И. Муравьев // Проблемы и достижения в инновационных материалах и технологиях машиностроения. Международная научно-техническая конференция. Материалы и доклады. – Комсомольск-на-Амуре: ФГБОУВПО «КнАГТУ», 2015 – С. 168-171.

6. Колачев, Б.А. Технология термической обработки цветных металлов и сплавов / Б.А. Колачев, Р.М. Габидулин, Ю.В. Пигузов. – М.: Металлургия, 1981. – 416 с.

7. Полькин, И.С. Упрочняющая термическая обработка титановых сплавов / И.С. Полькин. – М.: Металлургия,1984. – 96 с.

8. Вульф, Б.К. Термическая обработка титановых сплавов / Б.К. Вульф. – М.: Металлургия, 1969. – 376 с.

9. Лахтин, Ю.М. Металловедение и термическая обработка металлов: учебник для вузов / Ю.М. Лахтин. – М.: Металлургия, 1983. – 360 с.

10. Обеспечение надежности конструкций из титановых сплавов / под ред. В.И. Муравьева. – М.: Эком, 2009. – 752 с.

УДК 621.791.14;18

АКТИВАЦИЯ СТАДИИ ОБЪЕМНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ЗА СЧЕТ ПОВЫШЕННИЯ СКОРОСТИ НАГРЕВА ДО ЗАДАННОЙ ТЕМПЕРАТУРЫ ВЫДЕРЖКИ И ВЫБОР ОПТИМАЛЬНОГО ИСТОЧНИКА НАГРЕВА ДЛЯ УСТАНОВКИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НЕРАЗЪЕМНЫХ СОЕДИНЕНИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ В ТВЕРДОМ СОСТОЯНИИ*

Пицык В.С., Муравьев В.И., Саблин П.А., Евстигнеев А.И.

Комсомольский-на-амуре государственный технический университет, г. Комсомольск-на-амуре, Россия, BiktopSergeevich@yandex.ru

Аннотация: *В статье приводится теоретическое обоснование возможности активации стадии объемного взаимодействия при получении неразъемных соединений в твердом состоянии за счет повышенной скорости нагрева до заданной температуры при их термической обработке. Показано, что наиболее эффективным источником нагрева является кипящий слой электропроводных графитизированных частиц. С целью возможности использования указанного источника нагрева при термической обработке неразъемных соединений, полученных в твердой фазе, предлагается схема установки термической обработки.*

Ключевые слова: *Объемное взаимодействие, сварка в твердом состоянии, активация, термическая обработка, кипящий слой.*

* Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований по программе «мол_а».

ACTIVATION OF STAGE VOLUME INTERACTION DUE TO THE INCREASE OF THE HEATING RATE TO A PREDETERMINED TEMPERATURE OF EXPOSURE AND SELECTION OF OPTIMAL HEAT SOURCE TO INSTALL ALL-IN-ONE THERMAL TREATMENT COMPOUNDS OBTAINED IN THE SOLID STATE

Pitcyk V.S., Muravyev V.I., Sablin P.A., Evstigneev A.I.

Komsomolsk-on-Amur State Technical University,
Komsomolsk-on-Amur, Russia, BiktopSergeevich@yandex.ru

Abstract. *The article provides theoretical substantiation of the possibility of the activation stage of volumetric interaction in obtaining permanent joints in the solid state due to the increased heating rate to a predetermined temperature by their heat treatment. It is shown that the most effective source of heating is a fluidized bed of conductive graphitized particles. To allow the use of this source of heating during heat treatment of permanent connections obtained in the solid phase, it is proposed the scheme of installation of thermal processing.*

Key words: *volumetric interaction, welding in the solid state, the activation, heat treatment, fluidized bed.*

На современном этапе развития сварочных технологий, все больше внимания уделяется применению различных методов сварки в твердом состоянии. Данный интерес продиктован преимуществами, которые обеспечивают данные методы получения неразъемных соединений (НС): позволяют получать высококачественные соединения, с возможностью исключения металлургических дефектов типа пор, трещин, включений, непроваров и выгорания легирующих элементов в зоне соединения; соединение имеет прочность и пластичность эквивалентную основному металлу (ОМ); методами сварки давлением могут быть получены соединения разнородных материалов с различными теплофизическими свойствами; методы сварки давлением позволяют получать детали законченных форм и размером; возможна сварка деталей сложной формы или сечения; при соединении объемных деталей нет необходимости в предварительном подогреве; помимо размера применяемых сварочных машин нет ограничений по количеству одновременно получаемых соединений; для некоторых способов время получения соединения не зависит от его площади, за исключением стадии нагрева; при данных методах сварки отсутствует ультрафиолетовое излучение и выделение газов, т.е., нет никакого прямого отрицательного воздействия на окружающую среду и здоровье работника; высокие возможности по автоматизации процесса за счет компьютерного управления параметрами процесса, такими как время сварки, давление, температура нагрева, частота импульсов, и т.д. [1, 2].

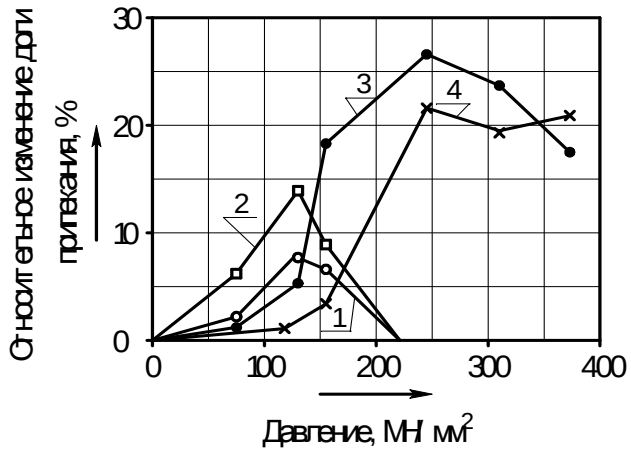
Существующие методы получения НС в твердом состоянии предполагают использование различных методов активации процесса формирования НС, которые требуют специализированного и дорогостоящего оборудования (вакуумные печи, установки диффузионной сварки и др.) или трудоемких (энергоемких) технологий (обеспечение высокой чистоты контактных поверхностей, радиационное воздействие, электроимпульсное воздействие и др.), что значительно ограничивает применение данных методов в промышленных масштабах. Классификация методов сварки в твердом состоянии в зависимости от используемых методов активации приведена в таблице 1 [1].

Несмотря на довольно обширный спектр различных методов активации увеличение скорости нагрева да заданной температуры выдержки не рассматривается как возможный метод активации. Для определения влияния скорости нагрева до заданной температуры на процесс массоперенос (определяет степень завершения стадии объемного взаимодействия) необходимо рассмотреть механизм данного явления.

В различных источниках [3 – 5] показано, что скорость диффузионных процессов определяется числом выходов дефектов типа дислокаций, вакансий и межузельных атомов в приконтактные объемы. Миграция атомов к поверхности происходит вдоль границ зерен, которые являются местами высокой плотности дефектов. По этой причине по границам зерен коэффициент диффузии больше, а энергия активации диффузии меньше, чем в теле кристалла. Дислокации способствуют миграции вещества в контактную зону, поскольку они действуют в качестве стоков вакансий при неконсервативном движении (переползании). Экстраплоскости дислокаций абсорбируют вакансии и эмитируют атомы, которые под влиянием капиллярных сил приводят к направленной самодиффузии. На опытах с монокристаллами сфера-пластина наблюдается отчетливое повышение доли припекания ($\bar{x}/r$), если места касания сфер были деформированы давлением *p* (рисунок 1) [4].

Таблица 1 – Классификация методов сварки давлением в зависимости от используемых методов активации процесса образования соединений

Способ активации	Метод сварки													
	Холодная	Взрывом	Магнитоимпульсная	Вакуумо-термическая магнитоимпульсная	Сварка импульсным электрическим разрядом в жидкости	Ударная	Индукционная	Ультразвуковая	Трением	Прокаткой в вакууме	Термокомпрессионная	Сварка взрывающихся простоев	Диффузионная сварка в вакууме и защитных средах	Сварка в электронике
P-процессы	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+
P, N-процессы	-	-	+	+	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
P, T-процессы	-	-	-	-	-	+	+	+	+	+	+	+	+	+
P, f-процессы	-	-	-	-	-	-	-	+	+	+	+	+	+	+
P, T, A-процессы	-	-	-	-	-	-	-	-	-	+	+	+	+	+
P, T, A, f- процессы	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	+	+	+
P, T, A, f, t- процессы	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	+	+
Примечание: P – давление; N – магнитное поле; T – Температура; f – взаимное перемещение кромок; A – защитная среда; t – время воздействия														



1 – выдержка 1 ч, скорость нагрева – 10 °С/мин; 2 – выдержка 2 ч, скорость нагрева – 10 °С/мин;
3 – время выдержки 0,5 ч, скорость нагрева – 100 °С/мин;
4 – время выдержки 2 ч, скорость нагрева – 100 °С/мин

Рисунок 1 – Относительное изменение доли припекания монокристаллической меди (модель пластина – сфера) при 900 °С в зависимости от параметров процесса (времени выдержки, скорости нагрева и величины давления)

Вследствие полигонизации и иннигиляции дислокаций величина $(\bar{X}/r)$ с увеличением (p_v) растет не монотонно. При нагреве полигонизация протекает тем быстрее, чем выше степень деформации. Поэтому плотность дислокаций, которую можно использовать для повышения степени спекания, как и само это повышение, тем больше, чем меньше время нагрева до изотермической температуры спекания, т.е. чем больше ограничена возможность исчезновения дислокаций в самом процессе нагрева или при формировании субзеренных границ блоков (полигонизация)[4]. Возможности активирования объемного течения материала за счет повышения плотности дислокаций и структурных границ, основаны на представлениях, развитых в уравнениях [4]:

$$\eta_{KV} \approx \frac{kT\bar{L}_v^2}{(D_s V_0)^2}, \quad (1)$$

$$\eta_{KG} \approx \frac{kT\bar{L}^2}{(D_S V_0)}, \quad (2)$$

где η_{KV} – плотность дислокаций; k – константа Больцмана; T – температура нагрева;

$\bar{L}_v^2$ – среднее расстояние между дислокациями;

D_S – коэффициент объемной самодиффузии;

V_0 – объем атома;

η_{KG} – коэффициент вязкости по Набарро-Херрингу-Лифшицу;

$\bar{L}^2$ – среднее линейные размеры зерен и блоков.

Уменьшение средних расстояний между дислокациями, а также линейных размеров зерен и блоков влечет снижение вязкости (η_k) дисперсных кристаллических тел. Эффективный коэффициент диффузии ($D^* \sim 1/\eta_k$), определяющий диффузионно-вязкое течение вещества в дефектном кристаллическом теле, можно охарактеризовать относительно равновесного коэффициента объемной диффузии (D_0) следующим уравнением [4]:

$$1 \leq \frac{D^*}{D_0} \leq \left(\frac{\bar{L}_E}{\bar{L}_D}\right)^2, \quad (3)$$

где $\bar{L}_E$ – средний диаметр бездефектного монокристалла (частицы);

$\bar{L}_D$ – обобщенный символ для $\bar{L}_v^2$ и $\bar{L}^2$.

Так как при нагреве и спекании уменьшается плотность подвижных дислокаций в результате аннигиляции и образования границ блоков, а размер зерен увеличивается, величина D* с течением времени уменьшается. В простейшем случае вязкость η_K растет экспоненциально. Это означает, что влияние активирования, основанного на плотности дефектов в исходном состоянии, относиться большей частью к начальной стадии спекания. Из выше сказанного вытекает важный практический вывод: чтобы эффективнее использовать повышенную плотность дефектов для активации диффузионно-вязкого течения материала, необходимо как можно быстрее вести нагрев до температуры спекания.

Далее имеет смысл рассмотреть наиболее распространенные способы нагрева заготовок – электроконтактный, индукционный, в печах с использование различных источников нагрева и защитных сред, электроимпульсный, электронно-лучевой и в кипящем слое, для определения оптимального источника нагрева.

При элекроконтактном нагреве детали включаются во вторичную цепь трансформатора, при этом через них пропускают ток большой частоты. Тепло при данном способе нагрева распределяется по всему сечению заготовок, что обеспечивает получение высококачественных соединений. Основными преимуществами данного метода нагрева являются быстрый и равномерный нагрев. Однако такой способ нагрева имеет и отрицательные стороны: заготовки должны быть одинакового сечения и длины, так как в противном случае элементы с меньшими размерами будут нагреваться значительно быстрее. Сечение заготовок должно быть не очень велико, иначе происходит резкое снижение КПД и увеличение времени нагрева [6].

При индукционном нагреве детали нагревают или вихревыми токами, наводимыми магнитным полем, создаваемым близко расположенным к изделию индуктором, подключенным к генератору тока высокой частоты, или протекаемым током в случае, когда изделие включено непосредственно в цепь высокочастотного генератора. К недостаткам указанного способа следует отнести: сложность поддержания равномерного зазора между индуктором и поверхностью свариваемых деталей; высокая потребляемая мощность из-за растекания тока по поверхности заготовки вне зоны сварки; трудность сосредоточения разогрева в зоне сварки; ограниченная номенклатура нагреваемых деталей.

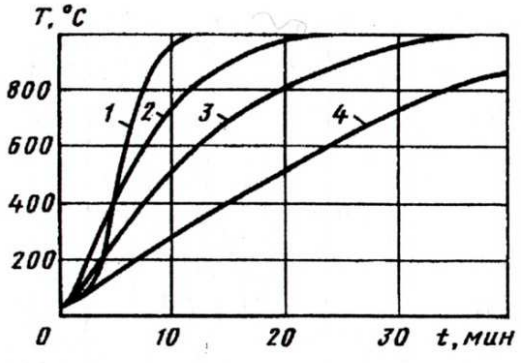
Скорость нагрева в обычных нагревательных печах небольшая из-за низкого коэффициента теплоотдачи. Удельная производительность не превышает 250 – 500 кГ/м^{2}ч. Кроме того печи громоздки, что не позволяет встраивать их в технологические линии потока. В настоящее время процесс нагрева в печах ускоряют повышением температуры. Значительный перегрев (за 300 – 400 °С) усложняет конструкцию печей, требует высокого подогрева газа и воздуха. В электропечах для снижения угара используют защитные атмосферы. Повышение производительности также достигается использованием специальных сред – расплава солей и легкоплавких материалов. Однако старение со-

ляных ванн, понижающее коэффициент теплоотдачи, химическое взаимодействие с поверхностью изделия, большой расход расплавленных сред от налипания, необходимость последующей очистки поверхностей изделия, взрывоопасность, сравнительно высокая стоимость сред ограничивают их применение. Кроме того применение элекронагрева ограничивается 900 – 1000 °С из-за низкой стойкости электронагревателей при более высоких температурах; газовый же нагрев ниже 800 °С нельзя применять из-за неустойчивости горения газа. При использовании высокопроизводительных вакуумных печей существенно увеличивается продолжительность технологического процесса изготовления и себестоимость. Кроме того наличие вакуумного оборудования существенно усложняет конструкции печей [6].

Электро-лучевые источники нагрева начали применяться сравнительно недавно. Они обладают рядом важных преимуществ, из которых наиболее существенными являются: локальный нагрев соединяемых деталей до любой температуры; широкий диапазон регулирования мощности; высокий КПД (около 75 – 80 %); большая скорость нагрева. К недостаткам данных источников нагрева можно отнести высокую стоимость электро-лучевых источников специального типа, а так же необходимость использования вакуумирующего оборудования [1].

При нагреве деталей в печи с кипящим слоем их помещают в смесь графитзированных электропроводных частиц, нагрев которых осуществляют пропусканием через них переменного тока промышленной частоты с помощью погруженных в слой угольных электродов. Псевдоожижение создается продувкой воздухом, азотом или аргоном. В качестве материала теплоносителя используют порошок грануляции 0,1 – 0,5 мм [6]. Использование кипящего слоя значительно ускоряет процесс термической обработки (ТО). Существенными преимуществами является высокий КПД процесса и длительный срок службы графитизированных электропроводных частиц. Кроме того при нагревании переменным токам в электротермическом кипящем слое возникают электродинамические силы, которые обуславливают повышенное контактирование прилегающих поверхностей. Однако, необходимость подачи псевдоожижающего газа не позволяет проводить процесс термообработки без подачи газа, в вакууме.

На рисунке 2 приведены результаты измерений интенсивности нагрева стального цилиндра диаметром 50 и длиной 150 мм в различных средах. Видно, что самым эффективный является нагрев в соляной ванне, однако выше указанные особенности использования данных источников нагрева ограничивают их применение. Таким образом, наиболее оптимальным становиться нагрев в слое кипящих электропроводных графитизированных частиц.

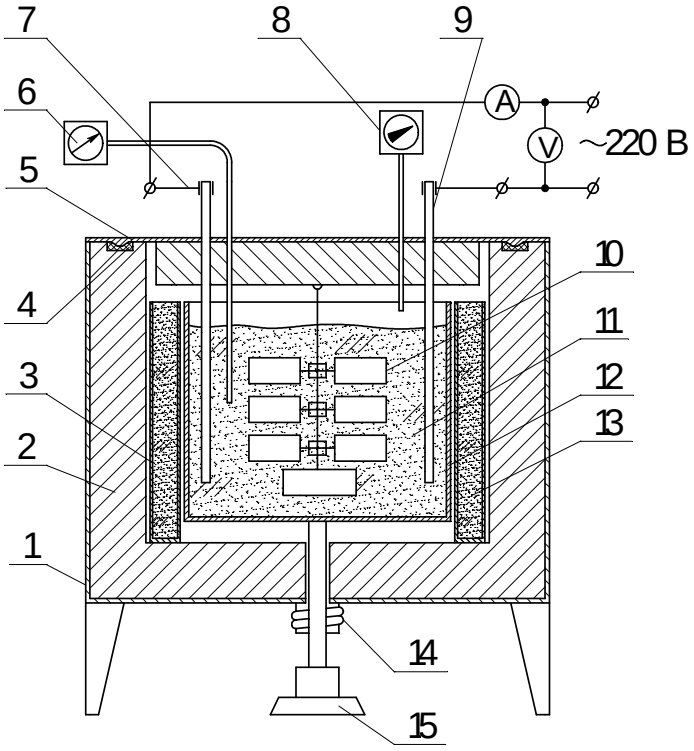


1 – соляная ванна 50% NaCl+50% KCl; 2 – кипящий графитный слой; 3 – кипящий слой кокса; 4 – печь с воздушной атмосферой

Рисунок 2 – Интенсивность нагрева стального цилиндра диаметром 50 и длиной 150 мм в различных средах

Для возможности использования в качестве источника нагрева кипящего слоя при ТО НС, полученных в твердой фазе, предлагается схема установки ТО в автовакууме с нагревом в виброкипящем слое (рисунок 3) Разработанная установка состоит из металлического каркаса 1 прямоугольной формы, выполненного из стального листа. Кладка печи 2 выполнена из огнеупорного шамотного кирпича. Для теплоизоляции между каркасом и кладкой укладывается листовой асбест. В пространство печи вставляются контейнеры 3 прямоугольной формы, заполненные геттером 13, выполненные из коррозионностойкой стали. Крышка 5 снабжена плавким затвором 4 для герметизации установки. Внутрь печи вставляется рабочая камера 12, выполненная из листовой коррозионностойкой стали, которая заполняется кипящим слоем 11, с погруженными в него деталями 10. Рабочая камера жестко

соединена с вибратором 15 через шток. Для обеспечения герметичности и подвижности контейнер в нижней части соединен со штоком с помощью сильфона 14 из коррозионностойкой стали. Виброкипящий слой разогревается пропусканием через него электрического тока промышленной частоты, который подводится к двум погруженным в слой угольным электродам 9 через электродержатели 7. Для проведения ТО в крышке предусмотрено отверстие для замера давления в рабочей камере 12. Замер давления производится мановакуумметром 6. Для вакуумирования необходимо использовать геттеры, например титановую или магниевую стружку и др., которые предварительно загружаются в контейнеры 3. При нагревании гетеры интенсивно поглощают газы. В качестве плавкого затвора используется порошок стекла или порошок защитных стеклоэмалевых покрытий с температурой плавления начиная от 550 ºС и выше. Для контроля и автоматического регулирования температуры кипящего слоя установка снабжена термопарой и электронным регулирующим устройством 8. Псевдоожижение слоя создается вибратором 14 с частотой вибрации от 50 Гц и более. В данном случае предлагается электромагнитный вибратор, представляющий собой массивный стальной диск диаметром 250 мм и толщиной 60 мм, к которому жестко прикреплен сердечник электромагнита с катушкой и на трех пружинах верхний диск с якорем. Питание обмотки электромагнита осуществлялось через выпрямитель. Ток через обмотку электромагнита проходит только в течение одного полупериода, поэтому вибрация осуществляется с частотой 50 раз в секунду. Подача электроэнергии на электроды осуществляется после закрывания крышки.



1 – металлический корпус; 2 – огнеупорная кладка; 3 – герметичный контейнер; 4 – плавкий затвор; 5 – крышка; 6 – терморегулятор; 7 – электродержатель; 8 – мановакууметр; 9 – угольный электрод; 0 – детали; 11 – виброкипящий слой; 12 – рабочая камера; 13 – геттер; 14 – сильфон; 15 – электромагнитный вибратор

Рисунок 3 – Схема установки ТО в автовакууме с нагревом в виброкипящем слое электропроводных графитизированных частиц

Процесс ТО происходит следующим образом. В подготовленную печь устанавливаются контейнеры для геттеров. Затем в печь помещается рабочая камера, заполненная инертными электропроводными частицами. После шток рабочей камеры жестко скрепляется с электромагнитным вибратором. Засыпка титановой стружки осуществляется в контейнеры для геттеров. После засыпки титановой стружки осуществляется псевдоожижение слоя электропроводных инертных частиц, подачей электрического тока на электромагнитный вибратор. Предварительно подготовленные детали помещают в псевдоожиженных слой. После загрузки деталей в рабочую камеру печь закрывается крышкой и на элекродержатели подается электрический ток для разогрева виброкипящего слоя. При разогреве виброкипящего слоя происходит расширение газов и их стравливание через затвор из стекло-

эмалевый смеси. После разогрева до температуры плавления порошковой стеклоэмалевой смеси происходит расплавление плавкого затвора, надежная герметизация печи и автовакуумирование. После чего осуществляется ТО деталей в автовакууме по заданному режиму.

Предлагаемая установка ТО в автовакууме с нагревом в виброкипящем слое по сравнению с установкой для ТО на основе традиционной электрической печи позволяет существенно повысить производительность процесса, за счет увеличения скорости нагрева заготовок. Значительное увеличение скорости разогрева заготовок активирует стадию объемного взаимодействия заготовок, что повышает качество получаемого НС. Отсутствие вакуумирующего оборудования снижает себестоимость изготовления деталей, упрощает конструкцию используемого оборудования, сокращается время изготовления деталей. В результате расширяются технические возможности и температурно-временные условий проведения сварки в твердом состоянии.

Библиографический список

1. Конюшков, Г.С. Специальные методы сварки давлением: учеб. пособие / Г.В. Конюшков, Р.А. Мусин. – Саратов: Ай Пи Эр Медиа, 2009 – 632 с.

2. Каракозов, З.С. Сварка металлов давлением / З.С. Каракозов. – М.:Машиностроение, 1986 – 280 с.

3. Муравьев, В.И. Активация процессов формирования соединений из металлов и сплавов / В. И. Муравьев, П. В. Бахматов, П. А. Саблин. – Владивосток.: Изд-во: Дальнаука, 2012. – 366 с.

4. Порошковая металлургия. Спеченные и композиционные материалы / под. общ. ред. В. Шатта. – М.: Металлургия, - 1983. – 519 с.

5. Люшинский, А.В. Диффузионная сварка разнородных металлов: учеб. пособие для студ. высш. учеб. заведений / Люшинский А.В. – М.: Издат. центр «Академия», – 2006. – 208 с.

6. Братухин, А.Г. Приоритеты авиационных технологий / А.Г. Братухин, В.И. Меркулов, М.А. Погосян и др. – М.: Изд-во МАИ, 2004, – 696 с.

УДК 661.665

ОСОБЕННОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ НАНОПОРОШКА КАРБИДА ТИТАНА В НАНОСОСТОЯНИИ И ИССЛЕДОВАНИЕ ЕГО СВОЙСТВ

Ширяева Л.С., Руднева В.В., Галевский Г.В., А.К. Гарбузова

Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, kafcmet@sibsiu.ru

Аннотация: *Исследован плазменный синтез нанопорошка карбида титана в условиях близким к промышленным. Карбид титана TiC – износо- и коррозионностойкий, твердый, химически инертный материал, востребован в различных областях для изготовления твердых сплавов, металлокерамического инструмента, жаропрочных изделий, защитных покрытий металлов. Новые перспективы применения карбида титана открываются при использовании его в наносостоянии: модифицирование сплавов различного состава и назначения.*

Ключевые слова: *карбид титана, плазменный синтез, плазменный реактор.*

RECEIPT TITANIUM CARBIDENANOPOWDERS IN THE NANO CONDITION AND INVESTIGATION OF ITS PROPERTIES

L.S. Shiryaeva, V.V. Rudneva, G.V.Galevsky, A.K. Garbuzova

Siberian State Industrial University
Novokuznetsk, kafcmet@sibsiu.ru

Abstract: *Investigated the plasma synthesis of nanopowders of titanium carbide under conditions close to industrial. Titanium carbide TiC – wear and corrosion resistant, hard, chemically inert material, demand in various fields for the production of carbide, cermet tools, heat-resistant products, protective coatings of metals. New perspectives for the use of titanium carbide open when used in nanostate: modification of alloys of different composition and destination.*

Key words: *titanium carbide, plasma synthesis, plasma reactor.*

Освоенная в 80-х годах 20 столетия технология плазменного синтеза карбида титана основана на карботермическом восстановлении оксида титана в газовой фазе и реализуется с использованием трёхструйного прямоточного реактора. Для генерации плазменного потока используют три электродуговых плазматрона ЭДП-104А суммарной мощностью до 50 кВт. Реализация предлагаемой плазмометаллургической технологии обеспечивает получение карбида титана в виде нанопорошков с размером частиц 50 – 70 нм. Наряду с достоинствами в данной технологии имеются следующие недостатки: технологическая и экономическая нецелесообразность использования технической пропан-бутановой смеси, требующей для переработки сложной по составу и генерации азотно-аммиачно-водородной плазмы, и плазмометаллургического реактора лабораторного уровня.

В связи с этим целью настоящей работы является исследование плазменного синтеза нанопорошка карбида титана в условиях близким к промышленным, для достижения которой решались следующие задачи: проведение анализа современного состояния производства и применения карбида титана; определение характеристик трёхструйного плазменного реактора; модельно-математическое исследование взаимодействия сырьевого и плазменного потоков; прогнозирование основных технологических показателей плазмометаллургического производства карбида титана, его физико-химическая аттестация и определение экономических показателей.

Для решения поставленных задач использован трёхструйный прямоточный плазменный реактор промышленного уровня мощности (150 кВт), для которого исследованы теплотехнические, ресурсные и технологические характеристики. Среднемассовая температура плазменного потока на длине реактора 12 калибров изменяется в пределах 5400 – 1750 К для нефутерованного канала и 5500 – 1900 К при теплоизоляции его цилиндром из диоксида циркония толщиной 0,005 м; при этом температура внутренней поверхности изменяется в пределах 942 – 490 К и 1549 – 855 К соответственно. Удельная электрическая мощность достигает 2142 МВт/м^3, что значительно превышает этот показатель для традиционного электротермического оборудования (обычно около 0,2 МВт/м^3). Расчетный ресурс работы электродов составляет для медного анода 3125 вольфрамового катода 112 часов. Прогнозируемое загрязнение карбида титана продуктами эрозии электродов составляет 0,00012 % меди и 0,000019 % вольфрама. По совокупности характеристик трехструйный плазменный реактор мощностью 150 кВт может быть отнесен к высокоэффективному, надежно работающему современному электротермическому оборудованию.

На основе модельно-математического исследования, методика которого описана в работе [1], и полученных экспериментальных данных осуществлено прогнозирование технологических параметров плазмометаллургического производства карбида титана. Оптимальным технологическим вариантом является карбидизация титана природным газом. Производство карбида титана осуществлялось в условиях НПФ «Полимет» на базе промышленного плазмотехнологического комплекса мощностью 150 кВт.

Для генерации плазменного потока используются три электродуговых подогревателя (плазмотрона) ЭДП–104А мощностью до 50 кВт каждый, установленные в камере смешения под углом 30 градусов к оси реактора. Камера смешения включает стальной водоохлаждаемый корпус с тремя приваренными к нему штуцерами с резьбовыми соединениями для трех водоохлаждаемых равномерно расположенных по окружности плазматронов и фланцем для стыковки камеры с секцией реактора и устройство для ввода высокодисперсного сырья [1]. Для ввода высокодисперсного сырья установлена водоохлаждаемая фурма с внутренним диаметром 0,004 – 0,008 м, таким образом, что нижний конец её удален от точки соударения плазменных струй на расстояние 0,5 – 1,0 калибров. Камера смешения и секции реактора выполнены из нержавеющей стали. Изменение длины реактора и подача в плазменный поток холодного газа (азота) через закалочное кольцо, устанавливаемое на выходе из реактора, позволяют проводить закалку продуктов синтеза в различных температурных зонах. Закалочное кольцо представляет собой полую металлическую шайбу толщиной 0,008 м. В комплекс оборудования, обеспечивающего работу реактора, входят системы электро-, газо- и водоснабжения, контрольно-измерительных приборов, автоматики, контроля состава плазмообразующего и отходящего из реактора газа, дозирования шихтовых материалов и улавливания продуктов. Характеристики трёхструйного реактора приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Характеристики трёхструйного реактора

Характеристики реактора	Значения						
Мощность дугового разряда, кВт	30	42	55	66	80	110	150
Расход плазмообразующего газа (азота), $\cdot 10^4$, кг/с	22,20–29,60	28,50–34,00	32,00–40,20	38,10–49,60	44,00–58,20	57,15–80,40	78,30–120,50
Ресурс работы плазмотронов*, ч	120	110	110	110	110	100	100
Примечание: * – катодные вставки из торированного вольфрама							

Плазмотроны ЭДП-104А, конструкция которых представлена в [2], работают на постоянном токе при следующих параметрах электрической дуги: напряжение дуги до 250 В, ток до 200 А. Стабилизация электрической дуги – газовихревая за счёт тангенциального ввода плазмообразующего газа и метана через завихритель-изолятор. Аноды плазмотронов выполнены медными водоохлаждаемыми с внутренним диаметром 0,008 м с практически неограниченным при наличии охлаждения ресурсом работы. Катоды плазмотронов состоят из медных водоохлаждаемых корпусов и катодных вставок из вольфрама, запрессованных в корпус вровень в его поверхностью (для снижения работы выхода электронов) диаметром 0,003 м с ресурсом работы 100 – 120 часов. Поджиг электрической дуги осуществляется пробоем промежутка между катодом и анодом высоковольтным импульсом. Электрическая дуга вытягивается в анод и стабилизируется на оси плазматрона закрученным потоком азота. Тепловой КПД плазмотрона мощностью 50 кВт при минимальном расходе плазмообразующего газа составляет 50 – 52 %. Такая конструкция позволяет: снизить удельную эрозию электродов и повысить ресурс их работы до промышленно приемлемого уровня; применять более рациональное исполнение катода и завихрителя-изолятора для рабочего и защитного газов; устанавливать плазматроны в камере смешения трехструйного прямоточного реактора без изменения его геометрических и теплотехнических характеристик.

Электропитание промышленного плазменного реактора осуществляется от тиристорного преобразовательного агрегата серии АТ4-750/600, имеющего крутопадающую вольт-амперную характеристику и следующие рабочие параметры: мощность 450 кВт; выпрямленное напряжение 600 В; выпрямленный ток 750 А; КПД в номинальном режиме 96 %; напряжение питающей сети 6 кВ.

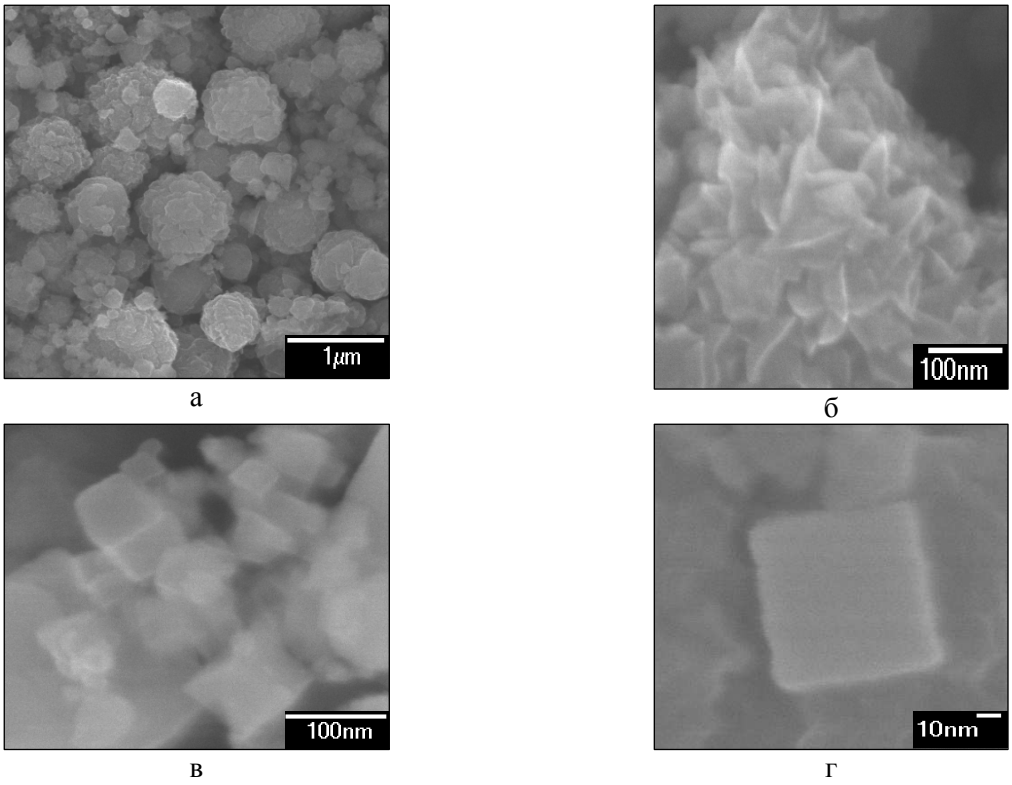
В качестве плазмообразующего газа используется азот технической чистоты с содержанием кислорода до 0,5 % об. В качестве карбидизатора используется природный газ с содержанием метана до 94 % об. Для дозирования порошкообразного сырья применяется дозатор смешанного электромеханического и газовихревого типа периодического действия со съёмным цилиндром – приёмником порошкообразного сырья конструкции КБ ИХТТиМ СО РАН [3].

Система улавливания карбида титана включает осадительную камеру, где улавливается до 10 % нанопорошка и температура технологических газов снижается до 600 ˚С, и двух работающих поочерёдно рукавных фильтра (улавливающих до 85 % нанопорошков) [4]. Рукавный фильтр для улавливания нанодисперсных порошков, включающий корпус с охлаждающей рубашкой и с патрубками подвода газопорошковой смеси и отвода очищенных газов, улавливающий рукав, систему регенерации в виде установленной коаксиально с внешней стороны рукава камеры с радиальными газонепроницаемыми перегородками и патрубками подвода регенерирующего газа, сборник нанодисперсного порошка с шиберным устройством. По мере накопления нанопорошка шиберное устройство периодически открывается, и нанопорошок пересыпается в сборник. Фильтрующая ткань – металлическая сетка из хромоникелевой стали саржевого плетения. Применение рукавного фильтра данной конструкции позволяет отделить карбид титана от газов, повысить степень его улавливания, предотвратить укрупнение частиц и их поверхностное окисление, снизить объем очищающего и регенерирующего газа, уменьшить необходимую фильтрующую поверхность.

Продукты плазменного синтеза исследовались методами рентгеновского, химического, электронно-микроскопического, дериватографического анализов, а также методом БЭТ определялась их удельная поверхность. Использовались методы просвечивающей (ПЭМ) и растровой электронной микроскопии (РЭМ).

Продуктом плазменного синтеза является карбид титана TiC. Содержание в продуктах синтеза карбида титана составляет 92,88 – 93,42 % масс. Микрофотографии карбида титана приведены на рисунке 1. Нанопорошок карбида титана представлен агрегатами шаровидной формы размером от 150 до 600 нм, образованных сообществом частиц кубической формы достаточно широкого размерного диапазона – от 10 до 60 нм. Ограненная форма частиц карбида титана свидетельствует об образовании их по механизму «пар – кристалл», предположительно при взаимодействии паров титана и циановодорода. Присутствие в продуктах синтеза агрегатов различного объема указывает на высокую вероятность дальнейшего укрупнения наночастиц при понижении температуры путем их коагуляции. Карбиду сопутствует свободный углерод, представленный частицами шаровидной формы размером преимущественно 10 – 30 нм.

Оптимальные значения технологических факторов и основные характеристики карбида титана соответствуют следующим: крупность порошка титана– -5 мкм; количество карбидизатора, % от стехиометрического – 120 – 140; начальная температура плазменного потока, К – н.м. 5400; температура закалки, К – 2600 – 2800; выход карбида титана, % масс. – 92; производительность, кг/ч – 3,7; интенсивность, кг/ч·м^3– 4111 (что в 30 – 50 раз превышает уровень интенсивности традиционных металлургичских производств); удельная поверхность, м^2/кг – 33000 – 35000; размер частиц, нм – 3436; форма частиц – сферическая.



а б в г

а – в состоянии поставки после синтеза; б – морфологическая картина агрегата;
в – ансамбль наночастиц; г – наночастица кубической формы

Рисунок 1 – Микрофотографии нанопорошка карбида титана – РЭМ

В продуктах синтеза присутствует монокарбид титана с кубической гранецентрированной кристаллической решеткой с параметром а = 0,4323 нм, что на 0,0004 нм меньше, чем у массивных кристаллов. Это может быть обусловлено неравновесным состоянием в частицах размером менее 100 нм приповерхностных слоев, приводящим к деформации (сжатию) кристаллических решеток, смещению атомов из идеальных положений, возникновению микронапряжений. Микронапряженность кристаллической решетки, оцениваемая по величине отношения Δа/а, составляет (0,92±0,10)·10-3. Сопутствующий карбиду свободный пиролитический углерод образуется, по-видимому, при разложении метана в аморфном состоянии и на дифрактограммах не проявляется.

Оценка экономической эффективности плазмометаллургического производства карбида титана показывает, что при отпускной цене 305 $/кг он может быть конкурентоспособен на мировом рынке наноматериалов, на котором на сегодняшний день ведущими зарубежными производителями нанопорошков карбидов установлен диапазон цен в пределах 500 – 2000 $/кг.

Библиографический список

1. Ноздрин И. В. Модельно-математическое исследование условий эффективной переработки хромсодержащего сырья в плазменном реакторе / И.В. Ноздрин, В.В. Руднева, Л.С. Ширяева, М.А. Терентьева // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2012. – № 2. – С. 13-18.

2. Пат. 107440 РФ, МПК Н 05 Н 7/18. Электродуговой подогреватель газовой азот-кислородной смеси для трехструйного прямоточного химико-металлургического реактора/ Г.В. Галевский, В.В. Руднева, И.В. Ноздрин, Л.С. Ширяева; ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет». - № 2011112115/07, заявл. 30.03.2011, опубл. 10.08.2011. – 8 с.

3. А.с. № 1204578 СССР, МКИ В 65 G 53/40. Устройство для дозирования порошково–газовой смеси / В.Н. Речкин, А.А. Гусев–ИХТТ и МС СОАН СССР–№3775795/28–13, заявл. 24.07.84, опубл. 15.01.86.–Бюл. № 2–3 с.

4. Пат. 108319 РФ, МПК В 01 D 46/02. Рукавный фильтр для улавливания нанодисперсных порошков/ Г.В. Галевский, В.В. Руднева, И.В. Ноздрин, Л.С. Ширяева; ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет». - № 2011112113/05, заявл. 30.03.2011, опубл. 20.09.2011. – 9 с.

УДК 661.665

ЭВОЛЮЦИЯ ДИСПЕРСНОСТИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ХРОМА В УСЛОВИЯХ ПЛАЗМЕННОГО ПОТОКА

Ширяева Л.С., Ноздрин И.В., Руднева В.В., Галевский Г.В.

Сибирский государственный индустриальный университет
г. Новокузнецк, Россия, kafcmet@sibsiu.ru

***Аннотация**: Проведены исследования изменения формы и размера частиц высокотемпературных соединений хрома в условиях плазменного потока. Отмечается укрупнение боридных и карбонитридных частиц при снижении линейной скорости их роста.*

***Ключевые слова**: борид хрома, карбонитрид хрома, плазменный синтез.*

EVOLUTION OF HIGH DISPERSE CHROMIUM COMPOUNDS UNDER PLASMA FLOW

Shiryaeva L.S., Nozdrin I.V., Rudneva V.V., Galevsky G.V.

Siberian State Industrial University
Novokuznetsk, kafcmet@sibsiu.ru

***Abstract:** Researches changing the shape and size of the particles of high chromium compounds under the conditions of the plasma stream. Marked coarsening of boride and carbonitride particles at lower linear velocity growth.*

***Key words**: chromium boride, chromium carbide, plasma synthesis.*

Приоритетные направления современного машиностроения требуют материалов, способных длительно работать в условиях одновременного воздействия высоких температур, значительных нагрузок, агрессивных сред. В этой связи постоянно повышается роль и значение синтетических высокотемпературных сверхтвёрдых соединений – карбидов, боридов, нитридов, оксидов и их композиций. В их числе соединения хрома – борид Cr_3B_2 и карбид Cr_3C_2 – твёрдые, износостойкие, химически инертные материалы, востребованные для изготовления защитных покрытий металлов и керметов, в качестве компонентов и легирующих добавок безвольфрамовых твёрдых сплавов [1,2]. Дальнейшие перспективы расширения применения борида и карбида хрома связаны с производством их в виде нанопорошков. Введение в обращение борида и карбида хрома в наносостоянии открывает новые направления их применения, в том числе для гальваники, поверхностного и объёмного модифицирования металлических сплавов и полимеров. Всё это свидетельствует о необходимости дальнейшего развития отечественной технологической базы бор – углеродсодержащих соединений хрома.

В настоящее время эмпирический подход к исследованию укрупнения нанопродуктов в условиях плазменного синтеза является наиболее информативным, устанавливающим связь характеристик дисперсности с температурной как основным фактором, управляющим дисперсностью, поскольку другой важный фактор – массовая концентрация конденсата в потоке в процессах плазменной переработки порошкообразного сырья, как правило, поддерживается близкой к максимальной.

Целью настоящей работы является исследование изменения формы и размера частиц высокотемпературных соединений хрома – борида Cr_3B_2 и карбида Cr_3C_2 в условиях плазменного потока.

Рассматривая плазменные синтезы диборида и карбонитрида хрома как трехстадийные процессы, включающие стадии перехода исходного сырья в парообразное состояние, сам синтез и формирование нанодисперсного продукта (конденсацию, коалесценцию, кристаллизацию, коагуляцию), следует отметить, что из них наименее изучена последняя. Это обусловлено кратковременностью процессов формирования нанодисперсного продукта (до 20 – 25 мс) и отсутствием надежно работающих в подобных условиях средств диагностики и контроля. В подобных условиях весьма перспективным представляется модельно-математический подход.

В работе [3] предложена обобщенная математическая модель карбидообразования при плазменном синтезе карбида кремния, включающая подмодели «Испарение сырья» и «Карбидизация сырья», обеспечивающие во взаимодействии с комплексом компьютерных программ выполнение многовариантных исследовательских и инженерных расчетов параметров реактора и эффективной плазменной переработки различных видов кремнийсодержащего сырья в карбид. Однако модель не со-

держит подмодели «Конденсация», ответственной за формирование нанодисперсного продукта, что в целом несколько снижает прикладную значимость достигнутых авторами [5] результатов.

В работах [3, 4] выполнен теоретический анализ возможности построения конденсационного блока модели технологического процесса объемной конденсации, обеспечивающей количественные прогнозы дисперсности получаемых нанопродуктов. В основе анализа лежит схема формирования целевого нанодисперсного продукта путем превращения пересыщенного однокомпонентного пара в дисперсный конденсат с последующей эволюцией его дисперсного состава сначала путем жидкокапельной коалесценции, а затем – агрегативной коагуляции. По мнению авторов [3, 4], объемная конденсация может быть описана с помощью уравнения Сцилларда – Фаркаша, но значительно упрощенного ввиду теоретической и экспериментальной неопределимости целого ряда входящих в него коэффициентов и адаптированного к системе без химических взаимодействий с пространственными однородными условиями, т.е. далекими от реальных. В работах [3, 4] отсутствует оценка достоверности результатов прогнозирования дисперсности твердых частиц конденсационного происхождения, конкретные примеры и результаты моделирования, что ограничивает технологическую целесообразность реализации такого подхода.

Учитывая сугубо оценочных характер результатов теоретического моделирования процессов конденсации, авторы работ [5, 6] провели для ряда веществ экспериментальное исследование температурной зависимости среднего размера частиц при их росте в плазменном потоке. При этом статистическая обработка результатов, полученных для температурных условий коагуляции, выполнена в виде зависимости

$$\bar{d} = A \cdot T^{-m}, \qquad (1)$$

где $\bar{d}$ – средний размер частиц;

A – коэффициент, зависящий от физических свойств конденсата;

T – температура.

Результаты, описанные в работах [4, 5], приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Характер температурной зависимости размера частиц различных веществ при их росте в плазменном потоке

Вещество	Температурный интервал, К	Изменение $d \cdot 10^9$, м	Коэффициенты в уравнении $d = A \cdot T^{-m}$		Источники информации
			A	m	
Ni	2200 – 800	70 – 121	$(2{,}413 \pm 0{,}559) \cdot 10^{-6}$	0,451±0,090	[6]
W	3000 – 2200	30 – 46	$(1{,}023 \pm 0{,}246) \cdot 10^{-4}$	1,423±0,297	[6]
W	2300 – 1800	43 – 85	40,231±5,112	2,401±0,554	[6]
$Si+Si_3N_4$	2200 – 1650	28 – 59	$(0{,}924 \pm 0{,}193) \cdot 10^{-4}$	1,304±0,251	[6]

Исследование температурной зависимости состава и дисперсности конденсированных продуктов синтеза диборида и карбонитрида хрома основывалось на зондовом отборе проб конденсата из различных зон реактора. Отбор проб проводился в области температур 2600 – 2000 К. Температура продуктов синтеза в различных зонах реактора принималась равной среднемассовой температуре потока. На каждом температурном уровне пробы отбирались из центральной зоны плазменного потока, т.е. по оси реактора, трижды с интервалом 10 минут, а результаты количественных определений усреднялись.

Фазовый и химический составы конденсированных продуктов синтеза диборида и карбонитрида хрома исследовались методами рентгеновского и химического анализов, а их морфология и дисперсность определялась методами просвечивающей и растровой электронной микроскопии. В первом случае исследования проводились с использованием просвечивающего электронного микроскопа EF/4–M/P «Karl Zeis» с ускоряющим напряжением 65 кВ. При приготовлении препаратов навеска массой 0,1 г смешивалась с 500 мл 50 %-ного раствора этилового спирта и обрабатывалась ультразвуком в диспергаторе 3ДН-1 в течение 15 – 30 мин. Капля полученной суспензии наносилась на угольную подложку толщиной 0,10 – 0,25 мкм и высушивалась при температуре 323 К. При работе с нанопорошками увеличение составляло до 40000. Во втором случае использовался растровый электронный микроскоп JSM–6700F с ускоряющим напряжением 0,5 – 30 кВ и разрешением 0,1 нм при 15 кВ и 0,22 нм при 1 кВ. Для приготовления препаратов на предварительно прокатанную из индия пластину размером 10х8х1 мм напыляли нанопорошок, вдавливали напыленный слой, а остатки удаляли обдувом поверхности. Далее с увеличением до 300000 исследовались частицы, импрегнированные в металлическую матрицу. Удельная поверхность нанопорошков определялась по тепловой де-

сорбции аргона на установке конструкции ИПМ НАН Украины в соответствии с ГОСТ 23401-78 (с последующими после 01.01.1985 г. изменениями). Сущность метода заключается в определении количества аргона, адсорбирующегося на поверхности нанопорошков из потока аргоново-гелиевой смеси заданной концентрации (обычно аргона 5 – 7 % об., гелия 93 – 95 % об.) при температуре жидкого азота с последующей десорбцией его в туже смесь при повышении температуры до 293 ± 5 К. Масса образца составляет 0,05 – 0,10 г. Тренировка образцов проводится при продувке аргоном со скоростью $(0,5 – 0,8)\cdot10^{-6}$ м^3/с при температуре 673 К в течение 40 – 50 мин. Погрешность измерения удельной поверхности не превышает 5 %. Средний размер частиц рассчитывался по формуле

$$d_k = \frac{6}{0,8 \cdot S_{уд} \cdot \rho}, \qquad (2)$$

где $S_{уд}$ – удельная поверхность образца, м^2/кг;

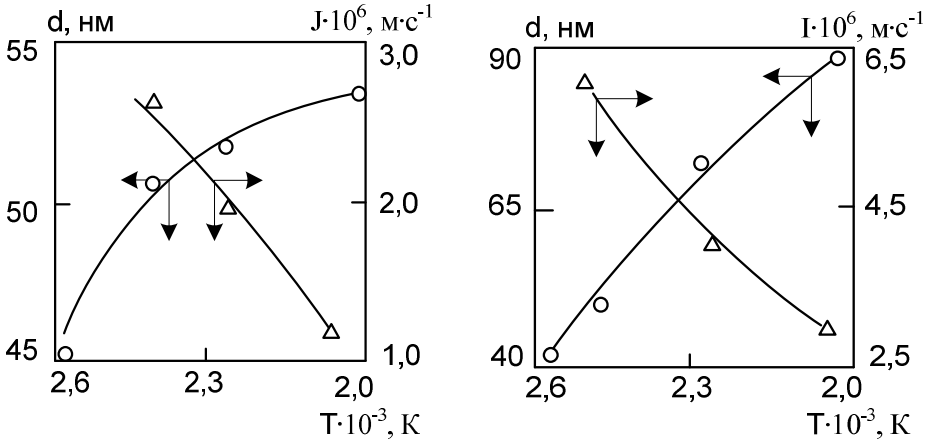
ρ – плотность материала, кг/м^3.

Микрофотографии нанопорошков борида и карбонитрида хрома приведены на рисунке 1 а, б соответственно.

а б

Рисунок 1 – Микрофотографии нанопорошков борида (а) и карбонитрида хрома (б)

Нанопорошок борида хрома представлен агрегатами шарообразной или близкой к ней формы размером от 500 до 150 нм, образованными сообществом глобулярных частиц достаточно широкого размерного диапазона – от 20 до 80 нм, число которых в агрегате зависит от его крупности. Наноуровень и морфология частиц позволяют рассматривать их как продукты борирования микрокапель хрома, образующихся при объемной конденсации его паров, жидкокапельной коалесценции и кристаллизации, а присутствие в исследуемых объектах агрегатов различного объема указывает на высокую вероятность дальнейшего укрупнения наночастиц при понижении температуры путем их коагуляции. Действительно, в исследуемой области температур (2600 – 2000) К отмечается укрупнение боридных частиц при снижении линейной скорости их роста (рисунок 2, а). Линейная скорость роста наночастиц составляет $(0,86 – 2,65)\cdot10^{-6}$ м·с$^{-1}$.



а б

Рисунок 2 – Зависимость размера частиц (d) борида хрома (а), карбонитрида хрома (б) и линейной скорости их роста (I) от температуры потока (Т)

Средний размер наночастиц диборида возрастает с 46 до 52 нм и изменяется с температурой следующим образом:

$$d = (2{,}30\pm0{,}04)\cdot10^{-6}\ T^{-(0{,}471\pm0{,}105)}. \quad (3)$$

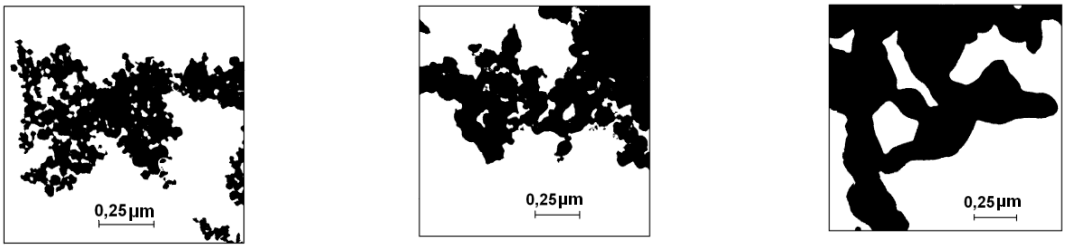
Следовательно, нанопорошок диборида укрупняется в 1,15 раза.

Нанопорошок карбонитрида хрома представлен агрегатами шарообразной или близкой к ней формы размером от 600 до 150 нм, образованными сообществом глобулярных частиц достаточно широкого размерного диапазона – от 20 до 80 нм, число которых в агрегате зависит от его крупности. Наноуровень и морфология частиц позволяют рассматривать их как продукты науглероживания микрокапель хрома, образующихся при объемной конденсации его паров, жидкокапельной коалесценции и кристаллизации, а присутствие в исследуемых объектах агрегатов различного объема указывает на высокую вероятность дальнейшего укрупнения наночастиц при понижении температуры путем их коагуляции. Действительно, в исследуемой области температур (2600 – 2000) К отмечается устойчивое укрупнение карбонитридных частиц при закономерном снижении линейной скорости их роста (рисунок 2, б). Линейная скорость роста наночастиц составляет $(2{,}96 – 6{,}04)\cdot10^{-6}$ м·с$^{-1}$.

Средний размер наночастиц карбонитрида возрастает с 41 до 90 нм и изменяется с температурой следующим образом:

$$d = (726\pm35{,}1)\cdot T – (2{,}96\pm0{,}44). \quad (4)$$

Следовательно, нанопорошок карбонитрида укрупняется в 2,2 раза. Подобный характер изменения дисперсности нанопорошка карбонитрида может быть обусловлен способностью исходных наночастиц металлоподобных соединений к твердофазной коалесценции (первичной рекристаллизации) внутри агрегатов. Действительно, при отжиге нанопорошка карбонитрида в аргоне при температурах 1173 и 1273 К в течение 0,5 часа (всего 0,54 – 0,64 от температуры плавления для Cr_3C_2) отмечается укрупнение нанопорошка соответственно до 150 – 200 и 300 – 600 нм (рисунок 3).



а б в

Рисунок 3 – Микрофотографии (ПЭМ) исходного нанопорошка карбонитрида хрома (а) и продуктов его отжига в аргоне при температурах 1173 (б) и 1373 К (в)

При этом форма частиц изменяется от каплевидной и шаровидной до дендритной при отсутствии межчастичных границ.

Анализ результатов свидетельствует об усилении влияния температуры на процессы укрупнения при переходе от жидкокапельной коалесценции к агрегативной коагуляции. При этом линейная скорость роста частиц составляла порядка $(0{,}2 – 1{,}2)\cdot10^{-6}$м·с$^{-1}$, а достигаемый уровень дисперсности не превышал 80 – 120 нм. Подобный характер изменения дисперсности с температурой для высокотемпературных соединений хрома может быть обусловлен особым энергетическим состоянием нанодисперсных систем. Наноразмерный уровень порошка обеспечивает увеличение напряжений в кристаллической решетке, накопление линейных и точечных дефектов, а также дефектов типа границ зерен. При этом границы являются главным дефектом в нанодисперсных системах. В таких системах в отличие от обычных порошковых систем и поликристаллов отношение суммарной площади границ к их объему на 4 – 5 порядков больше, чем, например, в поликристалле с размером зерна ≈ 100 мкм.

Библиографический список

1. Ширяева Л.С. Исследование композиционных электрохимических покрытий никель-нанокарбонитрид хрома / Л.С. Ширяева, И.В. Ноздрин, Г.В. Галевский, В.В. Руднева // Гальванотехника и обработка поверхности.–2014.– №2.– С.51-57.

2. Ширяева Л.С. Производство и применение карбида титана (оценка, тенденции, прогнозы) / Л.С. Ширяева, А.К. Гарбузова, Г.В.Галевский // Научно-технические ведомости СПбГПУ.– 2014.– № 2 (195).– С. 100-108.

3. Руднева В.В. Модельно-математическое исследование процессов плазмометаллургического производства карбида кремния / В.В. Руднева, Г.В. Галевский, Е.К. Юркова // Металлургия: технологии, управление, инновации, качество : материалы Всерос. науч.-практ. конф. / СибГИУ. – Новокузнецк, 2007. – С. 221 – 226.

4. Руднева В.В. Исследование и совершенствование реактора для плазмометаллургического производства нанокарбида кремния / В.В. Руднева, Г.В. Галевский, С.Г. Галевский // СибГИУ. - Новокузнецк, 2007. – 15 с. : ил. – Библиогр. : 6 назв. – Рус. – Деп. в ВИНИТИ 20.11.07, № 1072-В 2007.

5. Свойства элементов : справочник в двух частях. Ч. 1. Физические свойства / Под ред. Г.В. Самсонова. – М. : Металлургия, 1976. – 600 с.

6. Алексеев Н.В. Управление дисперсностью металлических порошков, полученных в струйном плазмохимическом реакторе / Н.В. Алексеев, И.И. Гречиков // Плазменные процессы в химической промышленности : сб. науч. тр. – Черноголовка : ИНХП АН СССР. – 1987. – С. 54 – 72.

7. Пегов В.С. Механизм роста субмикронных частиц вольфрама и нитрида кремния в высокоэнтальпийных газовых потоках / В.С. Пегов, И.В. Евгенов // Физико-химия ультрадисперсных систем : сб. науч. тр. – М. : Наука, 1987. – С. 180 – 186.

УДК 536.74

ПОЛУЧЕНИЕ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ СПЛАВОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПРОЦЕССОВ СВС

Луц А.Р., Рыбаков А.Д.

Самарский государственный технический университет,
г. Самара, Россия, alya_luts@mail.ru

Аннотация: *В статье обоснована перспективность применения алюмоматричных композитов, армированных наноразмерными керамическими частицами. Показано, что для их производства может быть успешно применен процесс самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС). Представлены результаты, свидетельствующие о повышении эксплуатационных характеристик образцов наноструктурированного композиционного сплава Al-10%TiC, полученного с применением процесса СВС.*

Ключевые слова*: самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС), алюмоматричные композиционные материалы, армирующая фаза, керамические наночастицы.*

APPLICATION OF PROCESSES OF SHS FOR RECEIPT OF NANOCOMPOSITE ALUMINUM ALLOYS DISCRETELY REINFORCED BY NANOSIZE CERAMIC PARTICLES

Luts A.R., Rybakov A.D.

Samara State Technical University
Samara , Russia, alya_luts@mail.ru

Abstract: *In the article the prospects of using aluminum-matrix composites reinforced with nanosized ceramic particles are considered. It is shown that for their production can be successfully applied the process of self-propagating high temperature synthesis (SHS). The results, showing improving performance of samples of nanostructured composite alloy Al- 10 % TiC, obtained using the SHS process .*

Key words: *self-propagating high temperature synthesis (SHS), aluminum composition materials, cast composites, reinforcing phase, ceramic nanoparticles.*

Композиционные материалы (КМ) представляют собой особый класс гетерофазных материалов функционального и конструкционного назначения, состоящих из основы (матрицы), наполненной равномерно (или заданным образом) армирующими элементами, не растворяющимися в материале матрицы при температурах получения и эксплуатации. Наибольшее применение нашли металломатричные композиционные материалы (МКМ), которые сочетают достоинства металлических материалов с достоинствами композитов. В качестве матриц для производства МКМ в настоящее время оп-

робованы практически все применяемые в промышленности металлы и сплавы на их основе. Алюминий и сплавы на его основе получили наибольшее распространение [1]. Значительный интерес к алюмоматричным композиционным материалам (АМКМ) обусловлен их высокой удельной прочностью, малой плотностью, демпфирующей способностью, хорошими технологическими свойствами, низким коэффициентом термического расширения, высокой несущей способностью и износостойкостью в широком температурно-силовом интервале эксплуатации.

По геометрии армирующей фазы АМКМ подразделяют на 4 группы: 1) армированные дисперсными частицами; 2) армированные дискретными (нитевидными) кристаллами; 3) армированные непрерывными волокнами; 4) армированные моноволокном или нитью. АМКМ, дисперсноупрочненные частицами различного происхождения, нашли наибольшее применение в промышленности и являются наиболее перспективными для разработки в будущем. В последние годы особое внимание уделяется получению литых алюмоматричных композиционных сплавов с наноразмерными частицами армирующей фазы. В настоящее время к нанопорошкам относят порошки с размером частиц от 1 до 100 нм, к микропорошкам – с размером от 0,1 до 63 мкм, причем в микропорошках выделяют ультрадисперсные порошки (0,1 – 0,5 мкм), субмикронные порошки (0,5 – 1 мкм) и тонкие микропорошки (1 – 10 мкм) [2]. Существует достаточно много исследований, в которых приводятся практические результаты исследований по эффективности присутствия наноразмерных частиц армирующей фазы.

Например, установлено, что введение в алюминиевый расплав всего 1 % наноразмерных частиц Al_2O_3 позволяет повысить механические свойства сплава на такой же уровень, что и при введении 10% микронных (13 мкм) частиц SiC [3]. Явление упрочнения АМКМ с наночастицами можно объяснить следующими причинами [4]:

– распределением нагрузки между пластичной матрицей и твердыми частицами, причем прочность зависит от объемной доли последних;

– упрочнением Петча-Холла, определяемым ролью нанодисперсных частиц как центров кристаллизации сплава;

– действием механизма Орована, суть которого в том, что сопротивление сдвигу увеличивается с уменьшением расстояния между частицами;

– несовпадением коэффициента термического расширения и модуля упругости между упрочняющими частицами и материалом матрицы во время охлаждения материала, что приводит к образованию дополнительных дислокаций в объеме сплава;

– совокупным действием всех этих механизмов.

Все способы получения подразделяют на твердо- и жидкофазные, в зависимости от состояния матричного материала-основы. Хотя известны факты получения нанодисперсных АМКМ твердофазными методами [5], следует отметить, что их применение в настоящее время ограничено высокой стоимостью, связанной в основном со сложностью технологического процесса. Такие технологии получения композиционных материалов, например, как порошковая металлургия, в основном многостадийные, длительные во времени и энергозатратные методы.

На сегодняшний день жидкофазные методы признаны более эффективными по сравнению с твердофазными, так как приводят к образованию сильной межфазной связи, необходимой для высоких механических свойств КМ, и позволяют использовать оборудование литейного производства. Основные жидкофазные методы получения АМКМ, по способу совмещения армирующей фазы с матрицей подразделяют на два основных вида: ex-situ, или экзогенное армирование; in-situ, или эндогенное армирование. Эти способы получили наибольшее распространение и, самое главное, больше остальных подходят для изготовления наноструктурированных АМКМ, поэтому их следует рассмотреть более подробно.

Самый известный и получивший наибольшее распространение в настоящее время – метод механического замешивания, основанный на введении тугоплавких дисперсных частиц в жидкометаллическую ванну извне (ex-situ) с одновременным интенсивным перемешиванием с помощью специальных устройств. Практический опыт показывает, что одним из основных условий получения КМ является обеспечение смачивания матричным расплавом вводимой дисперсной фазы. Для улучшения смачиваемости повышают температуру расплава и частиц, легируют матрицу поверхностноактивными добавками, проводят предварительную обработку частиц и т.д. Но в работе [2] автор отмечает, что существующие способы введения в металлические расплавы порошкообразных добавок не могут быть приняты при использовании нанопорошков вследствие их особых свойств. Так, наночастицы легко «слипаются», их окисление начинается при сравнительно низких температурах, что особенно важно – они плохо смачиваются жидким расплавом, легко образуют в воздухе пылевидную взвесь, при определеннных условиях самовозгорающуюся и даже взрывоопасную. Все это делает не-

возможным прямое введение нанопорошков в расплавы. С целью предотвращения этих причин наночастицы предлагается вводить в расплав в объеме прутков, отпрессованных из композиции «частицы алюминия (гранулы, сечка из алюминиевой проволоки) + частицы нанопрошка». При этом следует отметить, что хотя факт ввода порошковых частиц является, безусловно, весьма важным, содержание наночастиц находится в пределах всего 1,5 – 2,7 %, что недостаточно для получения композиционного сплава с высокими эксплуатационными характеристиками. Таким образом, очевидно, что реализация этого способа сопряжена с рядом трудностей технологического характера, и, кроме того, в процессе активного механического перемешивания происходит сильное газонасыщение и окисление матричного расплава, что приводит к повышенной пористости композиционных отливок.

Жидкофазное соединение компонентов композиционных сплавов за счет проведения химической реакции синтеза упрочняющих частиц непосредственно в расплаве за рубежом получило название in-situ. Данная технология обеспечивает более плотный контакт и хорошую связь (адгезию) между фазами композиционного сплава, так как эти фазы не вносятся извне с поверхностями, обычно загрязненными оксидами и адсорбированными газами и влагой, а образуются непосредственно в объеме расплава, не контактируют с атмосферой и не содержат влаги, имеют свежие чистые поверхности. Наиболее прогнозируемой и получившей распространение оказалась технология, основанная на явлении, открытом в 1967 году российскими учеными академиком А.Г. Мержановым и профессорами И.П. Боровинской и В.М. Шкиро и названном самораспространяющимся высокотемпературным синтезом (СВС). В дальнейшем технология, в ходе которой реакция между частицами реакционноактивных порошков протекает или в режиме послойного горения или в режиме одновременного сгорания всего объема смеси порошков за счет тепла выделяемого жидким матричным расплавом, получила название СВС в расплаве.

Быстротечность процесса СВС в расплаве существенно повышает производительность изготовления АМКМ по сравнению с промышленными технологиями: твердофазными (прессование и спекание смесей) или жидкофазными (замешивание в расплав или пропитка пористого каркаса) и является наиболее перспективной из всех известных, поскольку применима в нескольких направлениях.

Использование процесса СВС для получения нанопорошков. К настоящему времени разработано несколько технологических вариантов СВС, охватывающих получение порошков тугоплавких неорганических соединений и прямое изготовление изделий в режиме СВС. Принцип получения порошкообразных СВС-продуктов заключается в экзотермическом взаимодействии компонентов исходной шихты, протекающем в специально организованном режиме направленного горения. При реализации процесса СВС во фронте горения сначала образуются наноразмерные частицы первичного продукта. Затем очень быстро происходят рекристаллизационные процессы, приводящие к росту зерен за фронтом горения и увеличению их размеров в 10 – 100 раз. Для получения наноразмерных керамических порошков необходимо подавить процессы рекристаллизации и агломерации первичных частиц продукта за фронтом горения и сохранить их наноразмерность. В нанотехнологии СВС для этого разработано более 20 конкретных разновидностей технологии [6], основанных на использовании таких принципов как: уменьшение размера частиц исходных реагентов; уменьшение температуры горения; увеличение скорости охлаждения продуктов горения; замена исходных реагентов из чистых элементов, в частности, металлов, на их химические соединения, которые разлагаются в волне горения и т.д. Реализация перечисленных подходов в процессах СВС позволила получить большое число разнообразных керамических нанопорошков: карбидов (TiC, SiC, B_4C, TaC), боридов (TiB_2), силицидов ($MoSi_2$), нитридов (Si_3N_4, BN, AlN, TiN), оксидов (Al_2O_3, Fe_2O_3, ZrO_2, SiO_2), композиций (Si_3N_4 – SiC, Si_3N_4 – TiN, AlN – SiC) и др.

Использование процесса СВС для ввода готовых керамических нанопорошков в расплав алюминия. Введение и равномерное распределение нанопорошков в расплаве, как было сказано выше, представляет собой большую проблему по сравнению с более крупными порошками. В некоторых работах с целью облегчения введения нанопорошков, предлагается активно использовать флюсы и перемешивание расплава, однако при этом сами авторы отмечают значительную кластеризацию нанодисперсных частиц по границам зерен конечного сплава. Решением этой проблемы может стать использование процесса СВС. Известно, что смачивание керамических частиц расплавом алюминия увеличивается при увеличении температуры. Известно также, что использование термокапиллярного эффекта может привести к пропитыванию дисперсной среды из несмачивающихся частиц расплавом металла, если температура частиц в необходимой степени превышает температуру расплава [7]. Расчеты показывают, что при температуре частиц 1300 К и ниже расплав алюминия будет пропитывать только крупные частицы, а для пропитки наночастиц требуются температуры порядка 2000 К и выше. Температуры такого порядка и возникают в процессе СВС, причем при наличии большого градиента температуры. Так как в волне горения происходит реакция синтеза тугоплавкого соединения, то одновременно возникает и большой градиент химического потенциала из-за изменения химического состава среды. В результате действия этих факторов процесс СВС может быть использован для ввода

в расплав алюминия готовых керамических наночастиц, не смачиваемых при температуре расплава (800 – 1100 °С).

Например, если в брикет смеси TiC+C добавить наночастицы SiC, то температура горения несколько снизится, но градиент температуры сохранится и будет перемещаться по брикету вместе с фронтом горения. Правда, при этом в расплав алюминия наряду с наночастицами SiC будут попадать и частицы TiC. Если последнее нежелательно, то следует отпрессовать пористый брикет из смеси порошка титана с наночастицами SiC. В расплаве брикет начнет пропитываться жидким алюминием, частицы Ti начнут вступать в реакцию с образованием интерметаллидного соединения $TiAl_3$ и выделением большого количества тепла. По брикету пойдет волна СВС с большими градиентами температуры и химического потенциала, наночастицы SiC пропитаются матричным расплавом, т.е. введутся в расплав алюминия. Такая схема введения наночастиц SiC и Al_2O_3 в расплав алюминия *ex-situ* реализована, например, в работе [8].

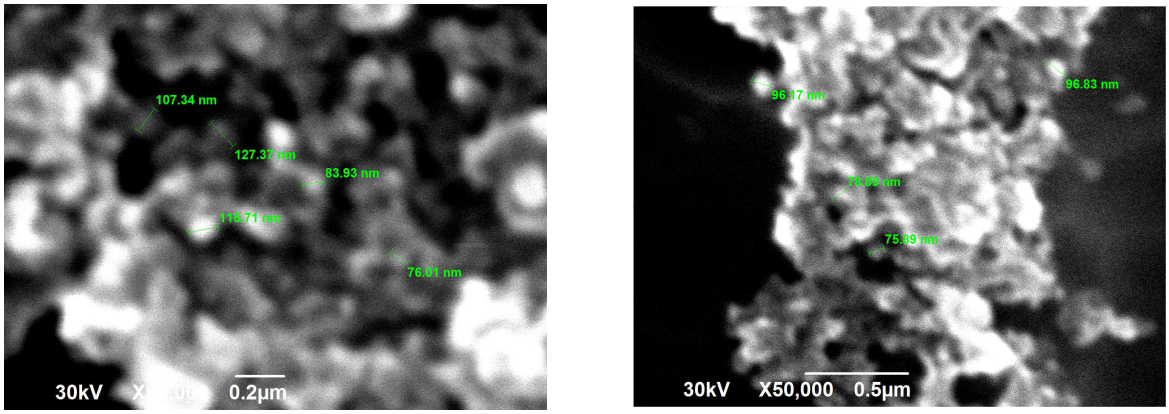
Использование СВС для получения наноструктурированных АМКМ. Исследования, посвященных использованию процесса СВС для синтеза керамических фаз в расплаве, в особой степени подчеркивают преимущества данной технологии.

Например, исследователи отмечают возможность получения наноструктурированных АМКМ [9] методом СВС на основе матричного эвтектического силумина АК12М2МгН (АЛ25), результатом чего является образование эндогенных упрочняющих фаз Al_2O_3, TiB_2, TiC, Al_3Ti, AlTi и др. Автор отмечает, что структура образцов на основе сплава АК12М2МгН дополнительно содержит керамические и интерметаллидные частицы различной формы и размеров, в том числе субмикро- и наноразмерные, образованные методом СВС в расплаве.

Выше было отмечено, что одним из приемов в нанотехнологии СВС [6] является замена исходных реагентов из чистых элементов, в частности, металлов, на их химические соединения, которые разлагаются в волне горения. На основании этого принципа, в СамГТУ было изучено влияние добавки галоидной соли Na_2TiF_6 вместо части металлического Ti (10, 20 или 30 %) при получении сплава Al-10%TiC методом СВС в расплаве [10].

На рисунке 1 представлены микроструктуры образцов композиционного сплава, полученных при использовании 20 и 30 % соли Na_2TiF_6. Синтезированные частицы карбида титана имеют размер 60-130 нм, что еще раз подтверждает эффективность применения метода СВС в расплаве.

В таблице 1 приводятся свойства исходного матричного алюминия и полученного композиционного сплава Al-10%TiC, в составе шихты которого 20 % металлического титана были заменены на соль Na_2TiF_6.



а б

Рисунок 1 – Микроструктура композиционного сплава Al-10% TiC, синтезированного с использованием 20 % соли Na_2TiF_6 вместо части металлического титана: а – 20 %; б – 30 %

Таблица 1 – Механические свойства исходного алюминия и наноструктурированного сплава Al-10%TiC

Состав	Предел прочности, $\sigma_в$, МПа	Предел текучести, $\sigma_т$, $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение, δ, %	Относительное сужение, ψ, %	Твердость по Бринеллю НВ·10^{-1}, МПа
Al (А7)	81	67	9,4	20,0	25,0
Al-10%TiC	233	172	3,3	2,8	84,9

Анализ существующих способов получения наноструктурированных АМКМ показал, что процессы СВС могут внести большой вклад в создание литых алюмоматричных композиционных сплавов, дискретно армированных наноразмерными керамическими частицами, по трем направлениям:

– они позволяют получать широкий круг керамических нанопорошков для последующего их ввода в матричный расплав;

– их применение способствует введению готовых нанопорошков в расплав;

– они позволяют синтезировать армирующие керамические наночастицы непосредственно в расплаве алюминия.

Библиографический список

1. Miracle, D.B. Metal matrix composites – From science to technological significance [Text]/ D.B. Miracle // Composites Science and Technology, 65 (2005) 2526–2540. DOI: 10.1016/ j.compscitech.2005.05.027

2. Крушенко, Г.Г. Средства и технологии увеличения содержания нанопорошков в алюминиевых модифицирующих прутках [Текст] /Г.Г. Крушенко // Нанотехника.-2011.- № 3.- С.55-64.

3. Singh, Sarabjit, Nrip Jit, Anand K Tyagi. An overview of metal matrix composite: processing and SiC based mechanical properties / Journal of Engineering Research and Studies. – 2011. - Vol. II/ Issue IV/October-December. - pp.72-78.

4. Riccardo, Casatti. Metall Matrix Composites Reinforced by Nano-Particles – A Review [Text]/ Riccardo Casatti, Maurizio Vedani /Metals, 2014. – 4. - p.p. 65-83. DOI: 10.3390/met4010065

5. Pedro Henrique Cury Camargo; Kestur Gundappa Satyanarayana*; Fernando Wypych. Nanocomposites: synthesis, structure, properties and new application opportunities // Mat. Res. vol.12 no.1 São Carlos Jan./Mar. 2009. Print version ISSN 1516-1439

6. Амосов, А.П. Научно-технические основы применения процессов СВС для создания литых алюмоматричных композиционных сплавов, дискретно армированных наноразмерными керамическими частицами [Текст]/ А.П. Амосов, В.И. Никитин, К.В. Никитин, С.А. Рязанов, А.А. Ермошкин // Наукоемкие технологии в машиностроении. – 2013, №8. – С.3-10.

7. Рязанов, С.А. Метастабильные состояния гетерогенных систем [Текст]/ С.А. Рязанов // Вестник СамГТУ, сер. техн. Науки, 2006.- №40.- С. 120-128.

8. Петрунин А.В., Панфилов А.В., Панфилов А.А. О влиянии модифицирования наноразмерными тугоплавкими частицами на структуру и свойства алюмоматричных композитов // Литейное производство.-2009, №10. - С. 17-20.

9. Прусов, Е.С. Исследование свойств литых композиционных сплавов на основе алюминия, армированных эндогенными и экзогенными фазами [Текст] / Е.С. Прусов, А.А. Панфилов // Металлы, 2011. – №4. – С. 79-84.

10. Луц, А.Р. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез высокодисперсной фазы карбида титана из смесей порошков в расплаве [Текст] / А.Р. Луц, А.П. Амосов, А.А. Ермошкин, А.А. Ермошкин, К.В. Никитин, И.Ю. Тимошкин // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия, 2013. - №3.- С. 28-35.

УДК 621.777

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА УЛЬТРАЗВУКОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА ВРЕМЯ ЕГО ПРОТЕКАНИЯ

Гун И.Г., Смирнов А.В., Осипов Д.С., Сальников В.В., Куцепендик В.И.

Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, г. Магнитогорск, Россия, alexsmirnov1991@rambler.ru

Аннотация: *Рассмотрен процесс ультразвукового прессования при производстве стоек стабилизатора. Выявлены некоторые зависимости между параметрами рассмотренного процесса.*

Ключевые слова: *стойка стабилизатора, ультразвуковое прессование.*

ANALYSIS OF THE ULTRASONIC PRESSURE PARAMETERS INFLUENCE TO PRESSURE TIME

I.G. Gun, A.V. Smirnov, D.S. Osipov, V.V. Salnikov, V.I. Kutsependik

Nosov Magnitogorsk State Technical University,
Magnitogorsk, Russia, alexsmirnov1991@rambler.ru

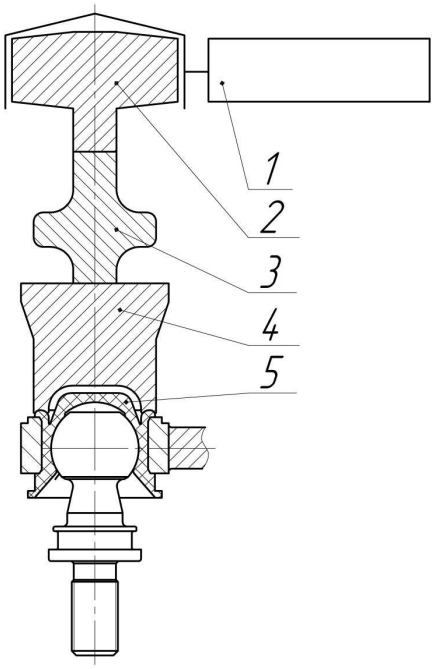
Abstract: *process of ultrasonic pressure during production of stabilizer links is observed. Some dependencies between ultrasonic pressure parameters are detected.*

Key words: *stabilizer link; ultrasonic pressing.*

В связи с происходящими в России процессами импортозамещения и технологического перевооружения на предприятии ЗАО НПО «БелМаг» освоено производство стоек стабилизатора поперечной устойчивости автомобиля с применением процесса ультразвукового прессования [1 – 5].

Особенность процесса заключается в использовании ультразвуковых колебаний для разогрева материала детали с целью придания материалу пластичности, обеспечивающей возможность его эффективного формоизменения последующим прессованием (рисунок 1).

Источник колебаний 1 генерирует высокочастотные электрические колебания, которые в конвертере 2 преобразуются в механические ультразвуковые колебания. Бустер 3 (механический трансформатор) преобразует колебания и передаёт их на пуансон 4, который передаёт продольные (вдоль вертикальной оси) механические колебания в зону прессования, вызывая нагрев материала детали 5 и осуществляя его прессование. В результате процесса должен быть получен бурт требуемых геометрических размеров без нарушения целостности материала, обеспечивающий заданные прочностные показатели.



1 – источник колебаний, 2 – конвертер, 3 – бустер, 4 – пуансон, 5 – опрессовываемая деталь

Рисунок 1 – Принципиальная схема процесса ультразвукового прессования

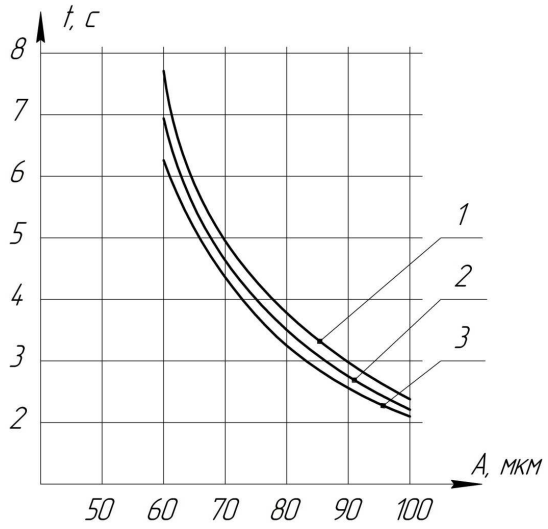
Предлагаемый технологический цикл ультразвукового прессования состоит из следующих операций: подача пуансона без генерации ультразвуковых колебаний до достижения определённого усилия поджатия; генерация ультразвуковых колебаний источником по команде управляющего компьютера; дальнейшая подача пуансона с усилием прессования одновременно с ультразвуковым воздействием до достижения необходимого критерия; прекращение генерации ультразвуковых колебаний, обратный ход пуансона [6].

Таким образом, основными параметрами ультразвукового прессования, влияющими на осуществление процесса, являются амплитуда A и частота w ультразвуковых колебаний, усилие поджа-

тия пуансона $P_{под}$ и усилие прессования $P_{пр}$.

Для настройки процесса ультразвукового прессования выявлена необходимость установить зависимости между входными параметрами и параметрами, характеризующими протекание процесса. При этом имеющееся технологическое оборудование позволяет варьировать тремя параметрами: амплитудой ультразвуковых колебаний, усилием прессования и усилием поджатия. Частота же ультразвуковых колебаний остается постоянной.

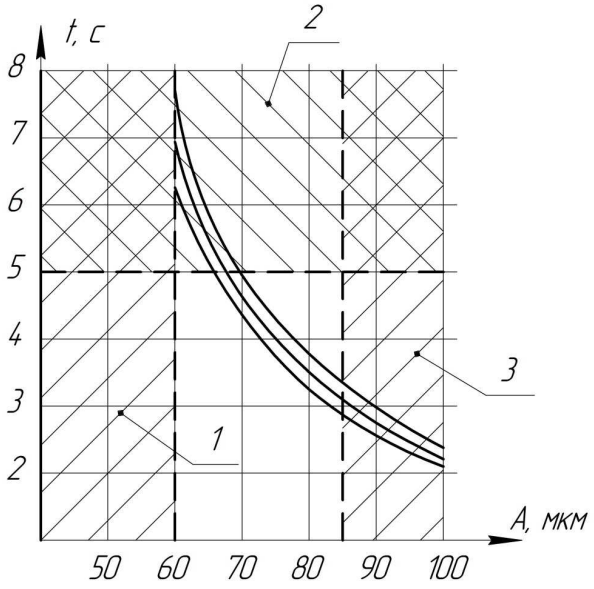
В результате выполнения экспериментальных исследований установлена зависимость времени протекания процесса от амплитуды и усилия прессования, приведенная на рисунке 2.



1 – $P_{пр}$=1800 Н; 2 – $P_{пр}$=2000 Н; 3 – $P_{пр}$=2200 Н

Рисунок 2 – зависимость времени t протекания процесса ультразвукового прессования от амплитуды A ультразвуковых колебаний пуансона и усилия прессования $P_{пр}$,

Проведенные эксперименты показали, что при малых амплитудах (менее 60 мкм) не происходит формоизменения материала детали, а при больших амплитудах (более 80 – 85 мкм) опрессовываемый материал начинает выкрашиваться под воздействием ультразвуковых колебаний, а полученный в результате бурт имеет несплошности и обладает пониженной прочностью, причем этот эффект больше проявляется при низких усилиях прессования.

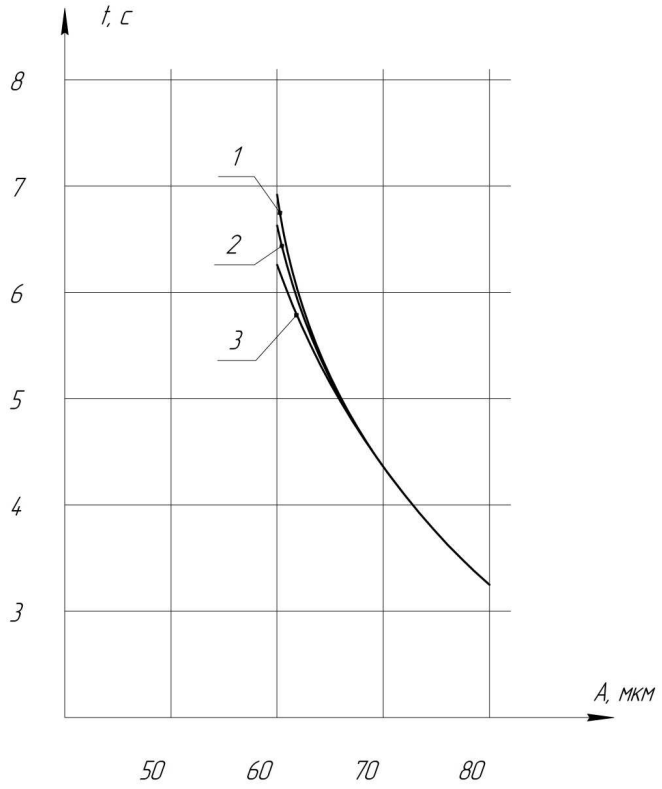


1 – зона, в которой из-за малых значений амплитуд A не происходит формоизменения материала; 2 – зона технологических ограничений; 3 – зона выкрашивания материала

Рисунок 3 – ограничения, накладываемые на процесс

Кроме того, необходимость обеспечения требуемой производительности оборудования накладывает ограничения на время, затрачиваемое на ультразвуковое прессование. Указанные ограничения процесса графически отображены на рисунке 3.

С учетом имеющихся ограничений полученные экспериментальные зависимости позволяют выбрать рациональные параметры процесса: усилие прессования и амплитуду колебаний пуансона. Кроме того, изучено влияние усилия поджатия на время протекания процесса ультразвукового прессования. Как показали эксперименты, увеличение усилия поджатия позволяет уменьшить время прессования лишь на малых амплитудах ультразвуковых колебаний, а на больших амплитудах влияние усилия поджатия на время протекания процесса незначительно (рисунок 4).



1 – $P_{под}$=1200 Н; 2 – $P_{под}$ = 1500 Н; 3 – $P_{под}$=1800 Н

Рисунок 4 – Влияние усилия поджатия $P_{под}$ на время t протекания процесса

Таким образом, в условиях ЗАО НПО «БелМаг» на основе проведенных исследований разработаны и внедрены подходы к назначению параметров процесса ультразвукового прессования, определены режимы ультразвукового прессования при производстве стоек стабилизатора с требуемой производительностью.

Библиографический список

1. Разработка, моделирование и совершенствование процессов производства шаровых шарниров автомобилей. Гун И.Г., Михайловский И.А., Осипов Д.С., Куцепендик В.И., Сальников В.В., Гун Е.И., Смирнов А.В., Смирнов А.В. Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2014. №1 (45). С.52-57.

2. Комплексная оценка результативности сквозных технологий производства с использованием логики антонимов на примере шаровых пальцев. Гун И.Г., Михайловский И.А., Осипов Д.С., Сальников В.В. Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2005. Т.1. № 9. С. 67–71.

3. Разработка процесса планетарно-поворотной обкатки. Михайловский И.А., Куцепендик В.И, Гун Е.И., Гун И.Г., Сальников В.В. Металлургические процессы и оборудование. 2014. №1 (35). С39-45.

4. Комплексная оценка эффективности процессов производства шаровых пальцев. Монография/Гун И.Г. [и др.]; Федеральное агентство по образованию, Гос. Образовательное учреждение высш. Проф. Образования «Магнитогорский гос. Технический университет им. Г.И. Носова». Магнитогорск, 2008.

5. Куцепендик В.И., Гун И.Г., Михайловский И.А., Осипов Д.С., Сальников В.В., Гун Е.И., Смирнов Ар.В., Смирнов Ал.В. Развитие процессов ОМД в производстве автокомпонентов // XIV International Scientific conference «New technologies and achievements in metallurgy, material engineering and production engineering» a collective monograph edited by Henryk Dyja, Anna Kawalek. Series: monographs №31. Czestochowa. 2013. P. 309-316.

6. Применение ультразвукового прессования для создания неразъемных соединений в шаровых шарнирах стоек стабилизатора. Ал.В. Смирнов, И.Г. Гун. Материалы 73-й международной научно-технической конференции «Актуальные проблемы современной науки, техники, образования». Том 1. С. 225-227.

УДК 620.178.7

ОЦЕНКА СОВРЕМЕННЫХ МЕТОДОВ КОНТРОЛЯ РАСПРОСТРАНЕНИЯ РАЗРУШЕНИЯ В ТРУБАХ БОЛЬШОГО ДИАМЕТРА

Пожидаева Е.Б., Чикишев Д.Н.

Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, г. Магнитогорск, Россия, azazel_13@mail.ru, chikishev_denis@mail.ru

Аннотация: *представлен краткий обзор последних результатов в области оценки характеристик разрушения труб большого диаметра из высокопрочных сталей для магистральных газопроводов. Показаны новые перспективные возможности контроля качества на этапах производства стального листа и формовки трубы в качестве метода неразрушающего контроля и на этапе эксплуатации трубопровода для диагностики роста трещины при использовании акустической эмиссии.*

Ключевые слова: *механика разрушения, акустическая эмиссия, трубная сталь, испытание падающим грузом, величина угла раскрытия вершины трещины, высокопрочная сталь.*

MODERN METHODS OF MONITORING FRACTURE EVALUATION OF LARGE-DIAMETER PIPES

Pozhidaeva Evgeniya, Chikishev Denis

Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia azazel_13@mail.ru, chikishev_denis@mail.ru

Abstract: *A an overview the latest results in the assessment of the characteristics of fracture large diameter pipes of high-strength steels for gas mains was presented. New promising opportunities quality control stages of production of steel sheet and tube forming as a method of non-destructive testing and at the operation stage of the pipeline for the diagnosis of crack growth using acoustic emission were shown.*

Key words: *fracture mechanics, acoustic emission, pipe steel, drop weight tear testing, crack tip opening angle, high-strength steel.*

В последние годы заметно возрос интерес к использованию труб из более прочной стали (предел текучести > 690 МРа) для строительства газопроводов на большие расстояния. [2, 4 – 8] Так, программы исследований посвящены изучению возможности использования таких сталей в трубопроводах высокого давления, при этом основное внимание уделяется их поведению при разрушении. [2, 3]

Одна из важнейших задач – оценка возможности остановки вязкого разрушения с целью объединить существующие методы определения минимальных требований по ударной вязкости для контроля распространения вязкого разрушения. Оценка ударной вязкости проводилась методами определения работы разрушения при испытании образцов по Шарпи с V-образным надрезом, работы разрушения при ИПГ и новых перспективных параметров ударной вязкости, типа определения значений общей энергии/энергии распространения трещины при ИПГ, а также величины угла раскрытия вер-

шины трещины (CTOA). Для достижения этой общей цели также были проведены полномасштабные испытания труб до разрушения внутренним давлением.[2, 9, 10]

Трубы большого диаметра из высокопрочных сталей оказалось экономически целесообразными при строительстве трубопроводов для транспортировки газа на большие расстояния [1 – 4]. Однако их применение может быть ограниченным, если не будут выявлены аспекты, связанные с их конструкционной надежностью, такие как допуски по дефектам, вязкохрупкий переход и способность к остановке трещины.

Определение значений ударной вязкости, требуемых для остановки распространения вязкого разрушения, исторически основано на использовании моделей в форме прогнозирующих уравнений, которые устанавливают минимальное требуемое значение работы вязкого разрушения образца Шарпи с V-образным надрезом (используемой как параметр ударной вязкости материала) в зависимости как от геометрии трубы, так и от приложенного окружного напряжения. Эти полуэмпирические прогнозирующие соотношения были разработаны с использованием сочетания теоретического анализа и имеющихся данных о натурных испытаниях [2, 5 – 7].

Метод двух кривых Battelle – прогнозирующий метод с поправочным коэффициентом для труб высоких категорий прочности. Этот метод основан на сравнении движущей силы и силы сопротивления: движущая сила (кривая движения) и сила сопротивления (кривая сопротивления).

Фактически, диапазон применимости этого полуэмпирического метода ограничен экспериментальной базой данных и упрощением, использованным для установления приемлемых уравнений. В то же время теперь уже признано, что работа вязкого разрушения образца Шарпи с V-образным надрезом не может быть использована как адекватная характеристика сопротивления разрушению для современной высокопрочной высоковязкой трубной стали.

По результатам натурных испытаний было выявлено несколько специфических особенностей распространения вязкого разрушения в газопроводах высокого давления [2, 8 – 10]:

– возможно строительство газопроводов из высокопрочных сталей с вязкостью, достаточной для остановки бегущей вязкой трещины при специфическом эксплуатационном режиме; однако для суровых условий эксплуатации (особенно в отношении давления и химического состава газа) этот новый класс высококачественных труб работает выше граничных условий остановки/распространения разрушения, поэтому обязательно нужно использовать внешние устройства типа механических вставок для остановки распространения трещины;

– при анализе фактической энергии разрушения образца Шарпи с V-образным надрезом в сопоставлении с ее значениями, полученными при использовании двухстадийного анализа Battelle для всех труб, включенных в натурные испытания, становится очевидным, что нет возможности однозначно определить поправочный коэффициент для всех четырех испытаний на трубах.

На практике существующие критерии для оценки вязкости стальной трубы, а также минимальных требований по вязкости для обеспечения безопасной остановки трещины могут быть ненадежными для газопроводов. Это небезопасное состояние обусловлено непригодностью энергии вязкого разрушения образца Шарпи с V-образным надрезом в качестве характеристики сопротивления разрушению для современных труб из высокопрочной стали, а также упрощениями (и базой данных), использованными для разработки двухстадийного анализа Battelle. Следовательно, применительно к случаю распространения вязкого разрушения необходимы новые критерии для безопасной конструкции газопроводов большого диаметра из высокопрочной стали.

Это несоответствие может быть обусловлено маленьким размером образца, который не позволяет трещине достичь стабильного состояния распространения и выйти на продолжение рабочего сечения, при котором распространение более не зависит от краевых эффектов.

Одним из наиболее широко рассмотренных методов контроля распространения вязкого разрушения, альтернативных испытанию образца Шарпи с V-образным надрезом, является испытание падающим грузом (ИПГ). В частности, представляются многообещающими такие параметры разрушения, как полная работа вязкого разрушения при ИПГ или работа распространения вязкого разрушения при ИПГ, а также механический параметр разрушения — угол раскрытия при вершине трещины (CTOA) [4 – 10].

Образец для испытания падающим грузом кажется более адекватным по сравнению с образцом Шарпи с V-образным надрезом, так как он имеет полную толщину и достаточную длину рабочего сечения, что позволяет трещине распространяться стабильно и далеко от края со значительным расширением. Однако обращение за помощью к образцу ИПГ пока не может рассматриваться как решение проблемы поиска наилучшего параметра сопротивления развитию трещины.

Для оценки преимущества параметра работы вязкого разрушения при ИПГ для исследования закономерностей разрушения труб из высокопрочной стали было проведено сравнение полных зна-

чений работы вязкого разрушения образцов ИПГ и Шарпи с V-образным надрезом(CV). Видно, что для стали с высокой ударной вязкостью/прочностью корреляция CV- ИПГ имеет большой разброс и обнаруживает тенденцию к утрате ее исторической линейности. [2] Однако трубы, на которых разрушение останавливается, показывают более высокие значения полной работы вязкого разрушения при ИПГ (свыше 700 Дж/см^2) и более высокие значения отношения ИПГ/CV.

Согласно результатам этого анализа, для использования в качестве характеристики сопротивления разрушению современной высокопрочной трубной стали наиболее пригодна работа распространения разрушения при ИПГ; однако обнаруженные различия не очень велики, и для практических целей их можно рассматривать в пределах одного уровня разброса экспериментальных данных. Так или иначе, эти различия, которые в процессе испытаний считаются незначительными, могут отвечать за различное поведение труб при испытаниях.

Угол раскрытия вершины трещины (CTOA) – один из наиболее широко признанных параметров механики разрушения в качестве характеристики вязкости материала трубы, когда с процессом разрушения связана большая длина трещины. Экспериментальные данные показывают, что величина CTOA зависит от начальной остаточной длины рабочего сечения образца и с увеличением длины рабочего сечения уменьшается вплоть до асимптотического значения, которое соответствует теоретическому бесконечному рабочему сечению (если такая ситуация возникнет, она будет соответствовать типичному ограничению трубы в процессе быстрого распространения продольной трещины).

Хотя параметр CTOA был признан функциональным для данного вида разрушения трубопровода, глубокий анализ результатов полномасштабного испытания на высокопрочных трубах выявил некоторые недостатки, в частности, стала очевидной несовместимость между значениями $CTOA_c$ и закономерностями разрушения. Это несоответствие может быть вызвано лабораторным методом, использованным для оценки критического значения CTOA, особенно в соответствии с гипотезой «переноса» лабораторного критического значения CTOA, полученного на образце, на трубу с теоретически бесконечным рабочим сечением.

В случае современных трубных материалов категории прочности гипотеза независимости энергии зарождения от начальной длины рабочего сечения больше не подтверждается, и это может быть причиной неудачного использования параметра CTOA для описания уровня вязкости испытанных труб [2]. Для преодоления этой проблемы разработан новый метод TSCT, который для расчета $CTOA_c$ учитывает только вклад энергии распространения [2]. Хотя этот новый метод кажется очень многообещающим, требуются некоторые глубокие исследования, особенно для оценки точного вклада энергии распространения, прежде чем его можно будет считать надежным методом для «переноса» лабораторных результатов по испытанию вязкости на реальную ситуацию эксплуатации труб.

Как показано выше, большинство из рассмотренных альтернативных вариантов остановки трещины при распространении вязкого разрушения основаны либо на энергии распространения, либо на величине угла раскрытия вершины трещины. Однако две специфические проблемы могут ограничить их использование:

1) правильный способ «переносить» лабораторную оценку вязкости с образца на полномасштабную трубу;

2) физическая модель, основанная на упомянутых параметрах вязкости, для определения движущей силы процесса разрушения.

Некоторые из проблем, обнаруженных в течение экспериментальных измерений упомянутых параметров, для современных классов стали могут быть преодолены благодаря использованию метода конечных элементов, который позволит рассчитать изменение основных параметров, характеризующих разрушение, в процессе развития трещины. Кроме того, КЭ анализ позволяет оценить движущую силу противодействия распространению трещины, выраженную величиной CTOA, в зависимости от длины трещины при данном режиме эксплуатации магистрального трубопровода.

Результаты такого моделирования можно использовать для предсказания условий остановки или распространения для данного эксплуатационного или полномасштабного испытания. Недостаток этого «прямого» способа моделирования распространения вязкого разрушения заключается в том, что он основан на знании критического параметра разрушения ($CTOA_c$), который, как было показано для новой высокопрочной стали, трудно экстраполировать из экспериментов, проведенных на образцах малого масштаба. Этот аспект важен для правильного моделирования скорости разрушения, которая является естественным результатом сравнения приложенного и критического параметров разрушения.

Образец ИПГ, который имеет полную толщину и большую длину рабочего сечения, был признан одним из самых перспективных для правильного анализа процесса разрушения, а параметры разрушения, полученные на таком образце (полная величина работы вязкого разрушения при ИПГ,

величина работы распространения вязкого разрушения при ИПГ или механический параметр разрушения — угол раскрытия вершины трещины), представляются перспективными, но они все еще не могут считаться достоверными для труб из высокопрочных сталей.

Предсказанная способность к деформации очень чувствительна к высоте дефекта. Однако величина этого эффекта зависит от толщины стенки. Кольцевые сварные швы в тонкостенной трубе имеют более низкую способность к деформации, чем в толстостенных трубах.

В результате трубы большого диаметра при распространении вязкого разрушения работают на верхней границе условий остановки/ распространения. Поэтому в самых серьезных случаях требуется дополнительные механические устройства для обеспечения безопасной остановки распространения трещины.

Для того чтобы представить эти проблемы в более широкой перспективе, нужно знать, что термомеханические и механические процессы при изготовлении стального толстого листа и при формовке толстого листа в трубу неоднородны. Это вызывает не только различия в свойствах при растяжении продольных и поперечных образцов, но и локальные изменения свойств по окружности и по продольной оси трубы. Эффект этих различий должен быть определен и учтен при проектировании на основе деформации. Кроме влияния технологических переменных при изготовлении трубы, есть другие факторы, которые воздействуют на свойства, измеренные при испытании на растяжение. Например, нужно учесть геометрию образца и местоположение осуществления выборки. Поэтому традиционный способ испытания единственного образца или даже ограниченного числа образцов дает недостаточную информацию. [3]

Принципиально новые возможности контроля роста трещины представляются при использовании акустической эмиссии (АЭ) в механике разрушения. Х. Данегантом была показана связь суммарной АЭ с коэффициентом интенсивности напряжения (КИН). КИН связан с напряженно-деформированным состоянием материала вблизи вершины трещины и характеризует работу затрачиваемую на разрушение. Вследствие этого его называют вязкостью разрушения. Он зависит от свойств материала объекта, его геометрии, размера, формы и положения трещины. [1]

Увеличение нагрузки на сталь/трубу, содержащей трещину, увеличивает действующее общее напряжение, в частности, локальное напряжение на вершине трещины. Когда локальное напряжение достигает предела текучести материала впереди фронта трещины образуется зона пластической деформации, изменение объёма которой определяется изменением КИН. Число импульсов АЭ пропорционально числу элементарных источников в пластически деформируемом объекте, размер которого определяется КИН.

Акустико-эмиссионную диагностику и контроль объектов в телах с дефектами можно применять:

– в телах с трещинами при монотонном нагружении;

– при росте трещин;

– при постоянной нагрузке;

– при циклическом нагружении.

Таким образом, АЭ диагностику можно применять как на этапах производства стального листа и формовки трубы в качестве метода неразрушающего контроля, так и на этапе эксплуатации трубопровода для диагностики текущего состояния трубопровода.

Библиографический список

1. Иванов В.И., Бигус Г.А., Власов И.Э. Акустическая эмиссия: учеб. пособие / под общ. ред. В.В. Клюева. М.: Издательский дом «Спектр», 2011. – 192 с.

2. Демофонти Дж., Маннучи Дж. Оценка остановки распространения разрушения в стальных трубах X 100, полученных по технологии ТМКО, для газопроводов высокого давления // Современные стали для газонефтепроводных труб, проблемы и перспективы: доклады международного семинара / отв. ред. О. Н. Чевская. – М. : Металлургиздат, 2006 . – С. 22-31.

3. Руди М. Требования по вязкости и механическим свойствам при растяжении для определения допустимых дефектов при проектировании трубопроводов на основе деформации // Современные стали для газонефтепроводных труб, проблемы и перспективы: доклады международного семинара / отв. ред. О. Н. Чевская. – М. : Металлургиздат, 2006 . – С. 60-68.

4. Чикишев Д.Н., Пожидаева Е.Б. Математическое моделирование изменения прочностных характеристик микролегированных сталей в процессе термодеформационной обработки // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. 2014. Т. 16. № 4-3. С. 664-668.

5. Чикишев Д. Н. Анализ причин вертикального изгиба переднего конца полосы при горячей прокатке на основе математического моделирования / Чикишев Д. Н., Пожидаева Е. Б.//Современные

проблемы горно-металлургического комплекса. Наука и производство. Материалы одиннадцатой Всероссийской научно-практической конференции, с международным участием. 2014. С. 111-118.

6. Огарков Н. Н. Совершенствование дробеметной обработки прокатных валков для производства автомобильного листа / Огарков Н.Н., Залетов Ю.Д., Ласьков С.А., Звягина Е.Ю., Пожидаев Ю.А.// Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2010. №2. С. 41-43.

7. Платов С. И. Расчет тел качения подшипников на контактную усталостную прочность с использованием метода конечных элементов / Платов С. И., Железков О. С., Юрченко Г. Н., Терентьев Д. В., Пожидаев Ю. А., Мироненков Е. И.// Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2006. №4. С. 73-77.

8. Эффективность процесса горячей прокатки с подачей смазочного материала между опорным и рабочим валками на непрерывном широкополосном стане горячей прокатки 2000 ОАО «ММК» Платов С.И., Румянцев М.И., Дема Р.Р., Харченко М.В. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2011. № 4. С. 19-21.

9. Управление качеством горячекатаного проката по профилю и плоскостности на базе использования автоматизированной системы. Салганик В.М., Полецков П.П., Кухта Ю.Б., Егорова Л.Г. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2010. № 1. С. 59-62.

10. Пожидаев Ю.А., Столярова М.С., Бабинцев Я.В. Эффективные способы тушения кокса // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2015. №3. С. 34–38.

УДК 621.79

ПЛАЗМЕННО-ЭЛЕКТРОЛИТНОЕ МОДИФИЦИРОВАНИЕ В ТЕХНОЛОГИЯХ ПОЛУЧЕНИЯ БИМЕТАЛЛОВ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПОКРЫТИЙ

Стеблянко В.Л., Пономарев А.П.

Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, г. Магнитогорск, Россия, antonpon@mail.ru

Аннотация: *В работе раскрыты возможности способа плазменно-электролитной обработки при получении биметаллов и покрытий, определяющие его как перспективную высокоэффективную технологию. Охарактеризовано термодинамическое условие формирования прочного соединения металлов. Показано влияние различных режимов плазменно-электролитной обработки на изменение электрического потенциала обрабатываемой поверхности.*

Ключевые слова: *Плазменно-электролитная обработка, очистка, поверхность, биметалл, функциональное покрытие, активированное состояние, электрический потенциал поверхности.*

PLASMA-ELECTROLYTIC MODIFICATION IN BIMETALS AND FUNCTIONAL COATINGS PRODUCTION TECHNOLOGIES

Steblyanko V.L., Ponomarev A.P.

Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia, antonpon@mail.ru

Abstract: *The research presents the capabilities of the method of plasma-electrolytic treatment in bimetals and coatings production that define it as a highly promising technology. It is characterized the thermodynamic condition for strength joint of metals formation. The paper shows the effect of different plasma-electrolytic treatment conditions on change in electrical potential of the surface being treated.*

Key words: *Plasma-electrolytic treatment, cleaning, surface, bimetal, functional coating, activated state, electric potential of surface.*

Современные широкомасштабные производства биметаллических материалов и изделий из них, а также материалов и изделий с функциональными покрытиями несмотря на большое многооб-

разие способов их осуществления включают в себя общую операцию по очистке и активации обрабатываемых поверхностей. Качество выполнения данной операции во многом определяет как принципиальную возможность соединения металлов в твёрдой фазе при сварке давлением, так и качество получаемого биметалла. Аналогичная проблема имеет место и в технологиях формирования функциональных покрытий. В свою очередь, следует признать, что среди многообразных способов очистки, очевидно, наиболее эффективными являются способы, отвечающие, в частности, следующим требованиям:

– универсальность способа, то есть возможность удаления с поверхности любого металла или сплава любых загрязнений (включая окалину) независимо от их природы;

– экологическая безопасность способа очистки;

– значительный вклад в снижение свободной энергии активации Гиббса, необходимого для достижения в поверхностном слое требуемого термодинамического (активированного) состояния, обеспечивающего термодинамическую возможность осуществления процесса формирования соединения металлов в твёрдой фазе [1, 2];

– возможность совмещения очистки поверхности с другими технологическими операциями в единый процесс, в частности, с формированием различных металлических покрытий на стальной основе из различных марок стали [3 – 5];

– экономия электроэнергии и других видов ресурсов;

– высокая производительность процесса и возможность автоматизированного контроля и управления качеством очистки по величине электрического потенциала поверхности [6];

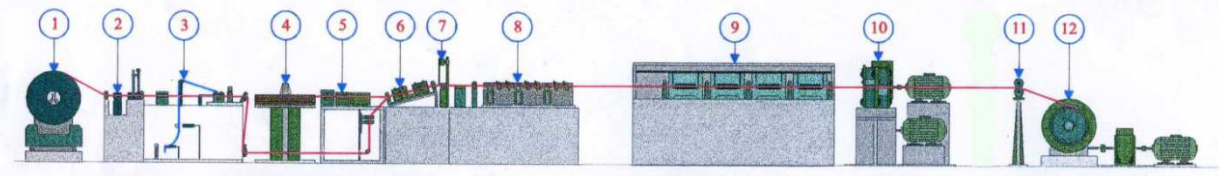
– компактность технологического оборудования, экономия производственных площадей и капитальных затрат;

– возможность включения устройств с совмещёнными процессами в поточные непрерывные технологические линии.

Практически полностью сформулированным требованиям отвечают процессы плазменно-электролитной обработки поверхности металлоизделий. Данные требования сложились в результате проведённых в МГТУ им. Г.И. Носова исследований, разработок технологий и технологического оборудования и промышленного освоения электроразрядной плазмы как технологического инструмента обработки поверхности.

Одним из примеров промышленной реализации явилась совместная работа МГТУ им. Г.И. Носова с Метизно-металлургическим заводом (в настоящее время ОАО «ММК-Метиз», г. Магнитогорск) по созданию и промышленному освоению новой экологически безопасной ресурсосберегающей технологии производства биметаллической сталемедной проволоки и непрерывная технологическая линия для её осуществления [7]. Разработанная технология основана на оборачивании стальной проволоки (сердечника) медной лентой с последующим нагревом и сваркой давлением компонентов биметаллической проволоки при их совместной пластической деформации в блоке, включающем прокатные клети с многосторонним обжатием (рисунок 1) [8].

Возможности способа плазменно-электролитной обработки в данной технологии были реализованы в совмещении очистки с формированием покрытия при нанесении медного подслоя на стальной сердечник одновременно с его очисткой. Качество полученного биметалла для электровыводов, используемых при изготовлении полупроводниковых диодов, соответствовало требованиям ведущих мировых производителей электроники и микроэлектроники, в частности, компании «Philips».



1 – разматыватель ленты; 2 – стыкосварка ленты; 3 – кромкоуборочный узел; 4 – разматыватель проволоки; 5 – узел очистки компонентов, включающем устройство плазменно-электролитной обработки; 6 –формовочный блок; 7 – узел сварки кромок; 8 – блок тянущих роликов; 9 – узел индукционного нагрева; 10 – блок прокатных клетей; 11 – направляющие ролики; 12 – моталка

Рисунок 1 – Состав линии для производства биметаллической проволоки

В вышеприведённых требованиях отмечалось, что высокая эффективность процесса обеспечивается снижением свободной энергии активации Гиббса, необходимого для достижения в поверх-

ностном слое требуемого активированного состояния. Под активированным состоянием понимается такое сильновозбуждённое состояние локального объёма кристаллической решётки, энергия Гиббса G_T которого при температуре Т, меньшей, чем температура плавления T_S, эквивалентна его энергии Гиббса G_S при температуре плавления [2].

Раздельный и совместный энергетический вклад технологических операций в энергию активации ΔG_S стадии возникновения активного центра (очага «локального плавления») показано на рисунке 2 [2].

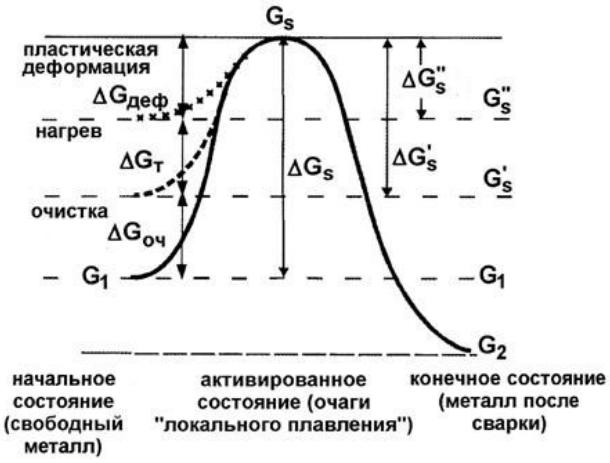


Рисунок 2 – Изменение энергии Гиббса металла в процессе образования сварного соединения и вклад технологических операций в величину свободной энергии активации стадии образования очагов «локального плавления» [2]

Выполнение технологически необходимой операции очистки поверхности металла приводит к снижению свободной энергии активации до величины $\Delta G'_S = \Delta G_S - \Delta G_{\hat{i}\div}$ вследствие роста энергетического потенциала поверхности в начальном состоянии до уровня G'_S. Последующий безокислительный нагрев металла до температуры процесса совместной пластической деформации $T<T_S$, увеличивающий его энергетический потенциал в начальном состоянии ло уровня G''_S вызывает дополнительное уменьшение свободной энергии активации до значения $\Delta G''_S = \Delta G_S - (\Delta G_{оч} + \Delta G_T)$. Последующая совместная пластическая деформация компонентов должна преодолеть энергетический барьер $\Delta G_{деф}$, равный необходимой свободной энергии активации $\Delta G''_S$, и тем самым обеспечить требуемое состояние активированного комплекса, представляющего собой очаг «локального плавления» [2].

Оценка активированного состояния обработанной поверхности может быть осуществлена по величине её электрического потенциала. Электрический потенциал как показатель физико-химического состояния поверхности непосредственно связан со многими фундаментальными физическими и химическими характеристиками, отражающими энергетическое состояние вещества и его строение, но не поддающиеся непосредственному измерению, в частности, с энергией активации самодиффузии, изобарно-изотермическим потенциалом.

Вместе с тем, качество соединения металлов в слоистом композиционном материале определяется не только абсолютными значениями поверхностного потенциала, но и характером его распределения по всей площади взаимодействия. Чем равномернее распределён потенциал, тем следует ожидать более равномерное распределение прочности связи между материалами по всей площади взаимодействия. Знание закономерностей распределения потенциала имеет важное значение как для оптимизации режимных параметров конкретного способа очистки, так и для выбора оптимального способа на основе объективных показателей: средней и минимальной величин поверхностной энергии, дисперсии распределения значений поверхностного потенциала по площади очищенной поверхности.

В Лаборатории слоистых композитов и покрытий МГТУ им. Г.И. Носова проведены экспериментальные исследования величины электрического потенциала и характера его распределения по очищенной от окалины плазменно-электролитным способом поверхности горячекатаных образцов из низкоуглеродистой марки стали [6].

Очистку осуществляли при атмосферном, пониженном и повышенном давлениях в рабочей

зоне ячейки специальной конструкции. В процессе очистки варьировались удельная мощность обработки $P_{уд}$ (Вт/см^2), расход электролита через рабочую зону ячейки Q (л/мин), концентрация электролита С (% по массе). Время очистки для каждого образца не варьировалось и составляло 60 с. После операции очистки образцы промывали водой и высушивали струей теплого воздуха с целью исключения влияния остатков электролита и продуктов электролитических реакций на результаты измерения поверхностного потенциала. Площадь очищенной поверхности полученных образцов разбивали на прямоугольники равных размеров и в пределах каждого прямоугольника определяли среднее по 3 измерениям значение электрического потенциала. Потенциал очищенной поверхности определялся измерительным комплексом «Поверхность И1» (ПО «Приборист») методом статического конденсатора с ионизацией межэлектродного промежутка. В качестве электрода сравнения был использован никелевый электрод. Результат измерений регистрировался с помощью цифрового милливольтметра.

На рисунке 3 приведено распределение электрического потенциала по площади поверхности одного из очищенных от окалины образцов.

127	309	350	334	143
176	312	373	341	225
171	358	380	343	315

Рисунок 3 – Распределение электрического потенциала (в милливольтах)
по площади поверхности очищенного от окалины образца

Основная часть поверхности очищенных образцов за исключением краевой зоны подверглась равномерной обработке и имела однородный серебристый цвет. Распределение потенциала по этой части поверхности относительно равномерно, величины потенциала находились в пределах от 309 до 463 мВ по отношению к никелевому электроду. Такое распределение потенциала даёт возможность судить о высоком качестве обработки поверхности. Величина электрического потенциала на образцах до обработки плазмой имела порядок значений от 40 до 80 мВ по отношению к никелевому электроду. Наблюдаемое существенное изменение потенциала поверхности в результате плазменной обработки связано как с высококачественным удалением с поверхности окалины, так и с модифицированием поверхностного слоя [9]. Необходимо отметить, что практика нанесения эпоксидных смол, лакокрасочных и металлических покрытий показала, что минимальное значение потенциала поверхности, обеспечивающее надежную адгезию покрытий к основе, составляет 230 – 250 мВ по отношению к никелевому электроду.

Анализ экспериментальных данных позволил установить, что качественная зависимость дисперсии распределения поверхностного потенциала от удельной мощности носит экстремальный характер. Изменение дисперсии с ростом удельной мощности наглядно демонстрирует диаграмма, приведенная на рисунке 4. На диаграмме можно выделить три характерные области:

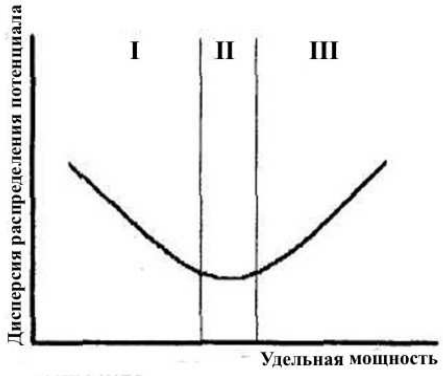


Рисунок 4 – Зависимость дисперсии распределения потенциала поверхности
от удельной мощности плазменно-электролитной обработки

I – область плавного снижения дисперсии с ростом удельной мощности. В этой области происходит частичная очистка поверхности от первоначальных загрязнений и оксидов. II – область оп-

тимальных с точки зрения качества очистки режимов обработки, характеризуется высокими значениями и равномерным распределением потенциала по площади очищенной поверхности. III – область плавного увеличения дисперсии с ростом удельной мощности. Снижение качества очистки в этой области вызвано образованием вторичных загрязнений, в основном, оксидов.

Регулирование давления в рабочей зоне является эффективным фактором управления как качеством очистки, так и величиной энергозатрат на процесс. Повышение давления в рабочей зоне камер (при прочих равных условиях) позволило снизить потребную удельную мощность на 40 – 45 %.

Повышение концентрации электролита приводит к снижению среднеквадратичного отклонения с 45 мВ до 39 мВ и росту величины среднего значения потенциала с 333 мВ до 395 мВ.

Очистка от окалины стальных образцов в данном эксперименте проводилась на лабораторной установке для очистки и нанесения металлических покрытий на поверхность металлоизделий различных видов (рисунок 5), созданной в Лаборатории слоистых композитов и покрытий МГТУ им. Г.И. Носова.

Рисунок 5 – Лабораторная установка для плазменно-электролитной обработки поверхности металлоизделий

Кроме этого, в Лаборатории был разработан ряд других устройств и агрегатов для плазменно-электролитной обработки, в частности, лабораторный агрегат для очистки и нанесения металлических покрытий на поверхность металлической ленты шириной до 30 мм и толщиной до 0,7 мм (рисунок 6).

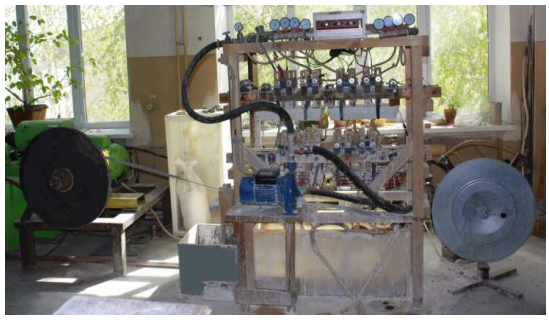


Рисунок 6 – Лабораторный агрегат для плазменно-электролитной обработки поверхности металлической ленты

На данном агрегате получены образцы стальной ленты с цинковым покрытием. Проведены испытания этой ленты в сравнении с традиционными способами нанесения покрытия: горячим и гальваническим [3]. Качество цинкового покрытия оценивалось по ГОСТ 792-67. Мерой его оценки является показатель стойкости покрытия к стравливанию его в растворе медного купороса, равный числу погружений образца в этот раствор до появления на его поверхности участков, покрытых медью, не сходящей после протирки ватой или тряпкой. При поверхностной плотности цинка, равной 117 г/м^2, показатель качества покрытия, полученного плазменно-электролитным способом, в 2 раза больше, чем у покрытия из расплава с поверхностной плотностью цинка 235 г/м^2, и в 4 раза – по сравнению с гальваническим покрытием, имеющим поверхностную плотность цинка 112 г/м^2. Эти результаты, указывающие на то, что при меньшем расходовании цинка благодаря использованию электроразрядной плазмы было получено покрытие более высокого качества, говорят о возможности экономии цветных металлов, используемых для формирования покрытий.

По результатам испытаний образцов на изгиб на 180 градусов по ГОСТ 14019-2003 было вы-

явлено полное отсутствие отслоения плазменно-электролитного покрытия. Это свидетельствует о том, что при использовании данной технологии снимается проблема адгезии покрытия к основе.

Испытания на растяжение показали, что в результате плазменно-электролитного цинкования происходит значительное улучшение пластических свойств (на 36 %) стальной ленты для бронирования кабелей с сохранением прочности на уровне до обработки, тогда как для горячего цинкования наблюдается снижение относительного удлинения по сравнению с исходным состоянием.

Образцы с покрытием, полученным плазменно-электролитным способом, продемонстрировали и высокую коррозионную стойкость. По истечении 720 часов воздействия нейтрального соляного тумана (ГОСТ 9.308-85) на образцах не было выявлено следов коррозии основного металла.

Проведенные металлографические исследования, а также анализ цинковых покрытий методом дифференциальной сканирующей калориметрии, полученных плазменно-электролитным способом, на стальной ленте для бронирования кабелей показали, что покрытие преимущественно состоит из чистого цинка, но на границе «покрытие – стальная основа» возможно образование железоцинкового соединения, что обусловливает прочное соединение покрытия с основой.

Приведённые результаты исследований указывают на перспективность модифицирования плазменно-электролитным способом поверхности металлоизделий в технологиях получения биметаллов и функциональных покрытий. Направлениями применения плазменно-электролитной обработки можно считать:

– очистку поверхности горячекатаных, холоднокатаных и волочёных изделий плоской и круглой форм поперечных сечений средних и малых размеров (лист, лента, проволока, трубы, прутки и др.) от загрязнений независимо от их природы (окалина, ржавчина, жировые загрязнения и т.д.);

– формирование металлических покрытий (цинковых, медных, никелевых и др.) как в режиме совмещения с очисткой, так и раздельно;

– термическую и химико-термическую обработку поверхности металла.

Плазменно-электролитное модифицирование, по существу, является способом комплексной обработки металлической поверхности, возможности которого могут расширяться по мере расширения круга решаемых задач.

Библиографический список

1. Создание технологий получения биметаллической проволоки и покрытий на основе процессов, совмещенных с пластическим деформированием. Стеблянко В.Л. Диссертация на соискание ученой степени доктора технических наук / Магнитогорск, 2000.

2. Синергетическая концепция образования твердофазного соединения металлов при совместной пластической деформации. Стеблянко В.Л. Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2003. № 3. С. 50-52.

3. Улучшение эксплуатационных свойств цинкового покрытия на основе формирования особенностей его структуры при плазменно-электролитной обработке поверхности. Стеблянко В.Л., Пономарев А.П. Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2012. № 3. – С. 37–41.

4. Способ обработки поверхностей и устройство для его осуществления. Рябков В.М., Стеблянко В.Л. Патент на изобретение RUS 2077611.

5. Electrolytic process for cleaning and coating electrically conducting surfaces. Steblianko V.L., Riabkov V.M. Патент на изобретение US 5700366.

6. Совершенствование управления качеством очистки металлической поверхности путем контроля ее физико-химического состояния по величине электрического потенциала. Стеблянко В.Л., Адаев А.Р. Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2008. № 3. – С. 60–63.

7. Инновационные методы и решения в процессах обработки материалов. Гун Г.С. Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2014. № 4 (48). – С. 99–113.

8. Способ изготовления биметаллической проволоки. Стеблянко В.Л., Бухиник Г.В., Ситников И.В., Веремеенко В.В., Трахтенгерц В.Л., Люльчак В.И. Патент на изобретение RUS 2008109.

9. Процессы самоорганизации в формировании наноструктурного слоя чистого железа (Fe) при модификации поверхности стального проката электролитно-плазменной нанотехнологией. Рябков В.М., Рябков Д.В. / Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2008. № 4. – С. 39 – 43.

STRAIN-STRESS SIMULATION AND ANALYSIS FOR WELDING OF PACKING VACUUM COVER

YanhuWang[1], Xizhang Chen[1,2], Sergey Konovalov[2,3]

[1]School of Mechanical and Electrical Engineering, Wenzhou University, China, kernel.chen@gmail.com.
[2]Hualian Machinery Group CO..LTD, China
[3]Center for collective use Material Science, Siberian State Industrial University, Russia, konovserg@gmail.com

Abstract: *Double ellipsoid heat source model was used to simulate the welding strain-stress evolution during the welding of vacuum cover for packing machine. Results show that each welding process has influence on the product about the deformation and residual stress distribution. The stress concentration area was found in a hazardous area of the product. Thereby, it is an available method to improve the product quality and reduce residual stresses.*

Key words: *welding simulation, vacuum cover, strain, stress*

1. Introduction

Vacuum cover is one of the most important components for packing machine, its fabrication quality is the key for the working performance. Welding is the main technology to fabricate the vacuum cover, one of the most challenges is the fracture of the whole cover result from external air pressure. The welding technologies of austenitic stainless steel are mature, but the mechanism of stress formation and distribution are not very clear, especially for those components with complex welding structure and sequences. Austenitic stainless steel itself has a high thermal expansion coefficient and a lower heat transfer coefficient, which would result in tensile residual stress [1]. The welded residual stress of stainless steel welded joints provides a stress source of stress corrosion cracking. Deformation will also lead to assembly process can not reach the requirements and reduce the carry capacity of the structure and seriously affect the quality of welding parts. So the forecast analysis about welding distortion and residual stress are particularly important [1, 2].

In this paper, SYSWELD software was used to simulate strain-stress evolution during welding fabrication of vacuum cover. The temperature field, welding deformation and stress were calculated and analysized, which provides a theoretical basis for the reduction of welding defects and the improvement of product quality in production.

2. Simulation

2.1 Heat source

There are three common heat source models, they are 2-dimensional (2D) Gaussian model, double ellipsoid model and 3-dimensional (3D) conical Gaussian model. 2D Gaussian model is mainly used for surface heating, such as surface heat treatment. Double ellipsoid model is mainly used for arc welding and fusion welding and general welding etc. 3D conical Gaussian model is mainly used in some high-energy beam such as laser, plasma and electron beam. It is reasonable to calculate by double ellipsoid heat source model because the TIG welding technology is used. Double ellipsoid heat source model was shown in Fig. 1 [3 – 5].

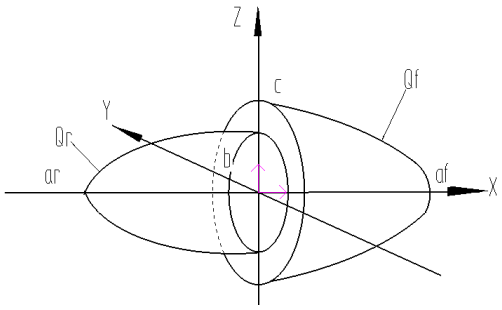


Fig. 1. Double ellipsoid heat source model

a_f, a_r, b and c are the main Gaussian parameters. a_f is the length of the front half ellipsoid. a_r is the length of the rear half ellipsoid. b is the depth of penetration of the 1/2. c is the weld width of 1/2. The welding parameters used are: welding current 380 A, welding voltage 20V, welding speed 5mm/s, melting depth

3 mm, penetration 3 mm, melting width 4 mm, the efficiency 0.7. When the heat source is checked, only a part of the 2D and 3D grids are checked. After repeated correction, the heat source function is determined, and it is named test zkg. Save it to a function library for using when the simulation is calculated.

2.2 Build model

A 3D model is built according to the product dimension with the solidworks software. Dimensions are shown in Fig. 2. The 3D model is shown in Fig. 3. Inert gas tungsten (TIG) arc welding was used in each diagonal welding. Since the entire piece is not a ramp, they need two welds on each corner. The digital 1 to 8 is weld representative in Fig. 3.

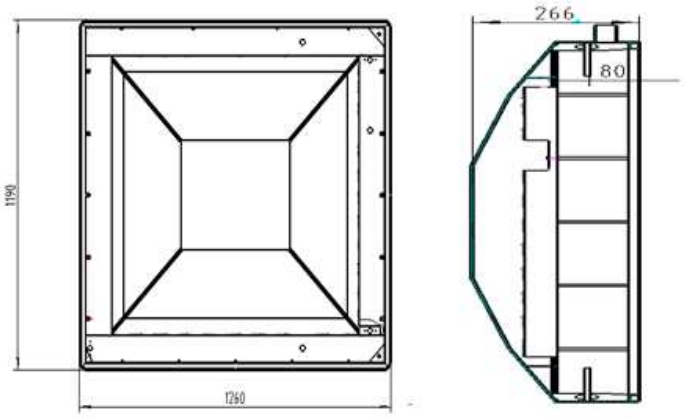


Fig.2. The dimensions of vacuum cover

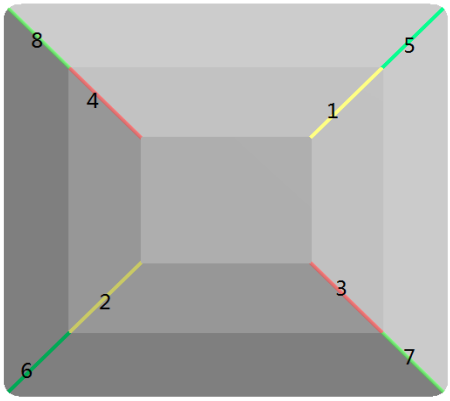


Fig. 3. Three-dimensional solid model

2.3 Meshing

The complete 3D model is imported into Visual Mesh to mesh. The 3D meshing process is shown in Fig. 4. The quality of the grid directly determines the accuracy and efficiency of the calculation. In ensuring the accuracy of the premise, the main parts of the grid are dense, the results are not significantly affected by the use of sparse partition. For example, the area away from the weld can choose the larger size of the grid [6]. The mesh element in the weld seam and the surrounding area are refined. Because of irregular shape, we also use a single area division to ensure the weld area near the surface is pure hexahedral mesh. Area away from the weld, sparse partitioning and a small amount of tetrahedral mesh are allowed. The completed grid is shown in Fig. 5. The mesh model contains 54627 units, 38160 nodes, and a total of 77 groups.

2.4 Pretreatment and simulation

SYSWELD software was used for simulation. Boundary conditions are required for the calculation of the welding stress and strain field. The main purpose of applying boundary conditions is to prevent the rigid displacement during calculation and the results can not converge. However, the applied boundary conditions can not seriously impede the free release of stress and the free deformation of the production during welding. Austenite stainless steel 0Cr18Ni9 is used as base material in the welding of vacuum cover.

There are 8 weld seams as shown in Fig. 3. The simulated welding sequence is the same as the actual works. According to the results of the first weld simulation, extract the average curve of the weld heat section and choose the most dramatic change period of temperature curve as the other seams' welding heat source, as shown in Fig. 6.

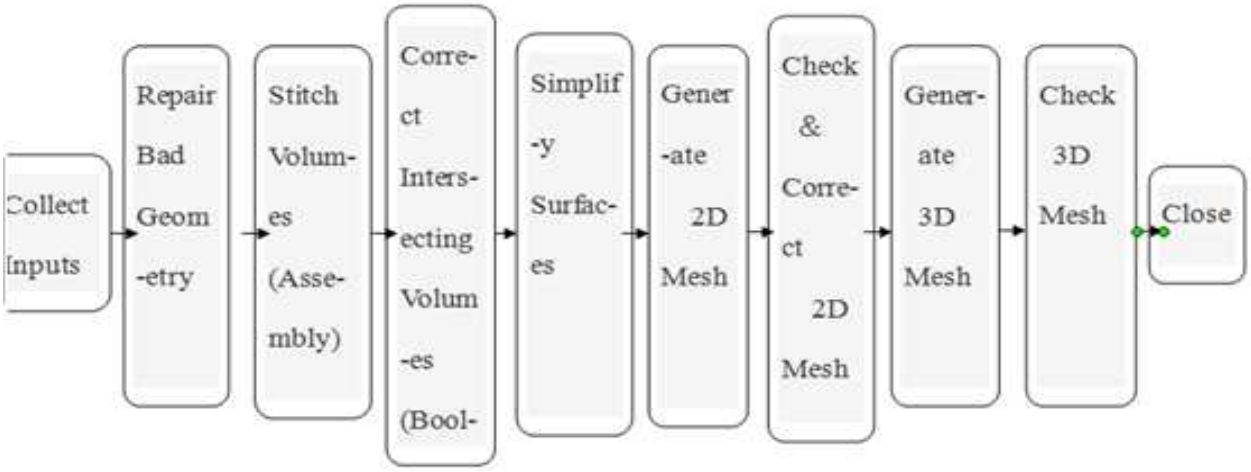


Fig. 4. 3D mesh process

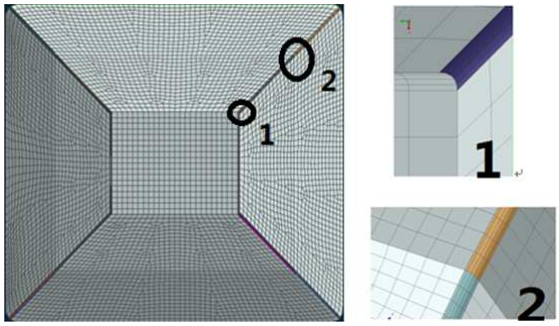


Fig. 5. Meshing model (number 1 is the enlarged view of a the weld combined with the parts top, number 2 is the enlarged view of a combination of the two welds at the slope)

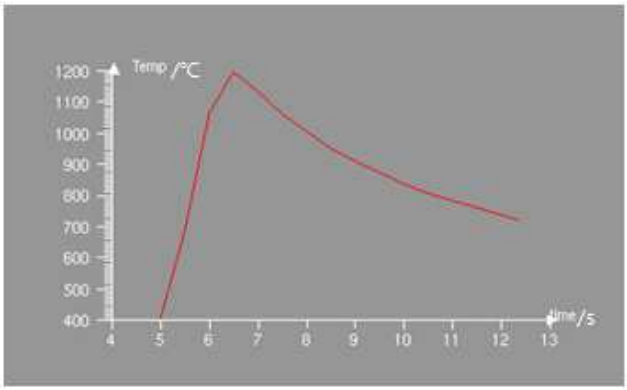


Fig. 6 Heat source

3. Result and analysis

The deformation of the production cause by each of the welds is shown in Fig. 7. The Stress of the production cause by each of the welds is shown in Fig. 8. The number of 1-8 indicates the number of weld seam.

Welding deformation is a frequent occurred problem in the production of welding structures. It will not only affect the accuracy and appearance of the welded structure, but also reduce mechanical properties and then result in fracture [7]. It can be known from Fig. 7 that the maximum strain occurred at the fourth corners, as well as at the beginning of the welding seam. Because of the influence of the first weld seam to the latter one, it caused the amount superposition of the deformation. The deformation increases linearly with the number of the welding seam increasing. It may be caused by the increasing open groove angle from top to bottom. The groove gaps of the 4 corners are the largest, where the deformation is greater than other parts.

Thermal elastic plastic analysis, inherent strain method, visco elastic plastic analysis and coupling effect theory considering the phase transformation and thermal stress are commonly used to study the weld-

ing stress and strain. The thermal elastic plastic analysis method is to calculate the thermal stress and strain in the process of welding thermal cycle [8]. The thermal elastic plastic of metal materials is very complicated. The finite element method can give the deformation history and temperature change of each part of the deformable body in the numerical simulation of the metal forming process. Through the analysis of the stress cloud Fig. 8, the stress at the center of the weld is the largest. Each weld seam has an effect on the stress of the former seam. The stress is also correspondingly become large with the increasing number of the weld. The location of the maximum stress will also change. The larger the stress is, the more easily the defects appear in the weld seam, such as the cracking.

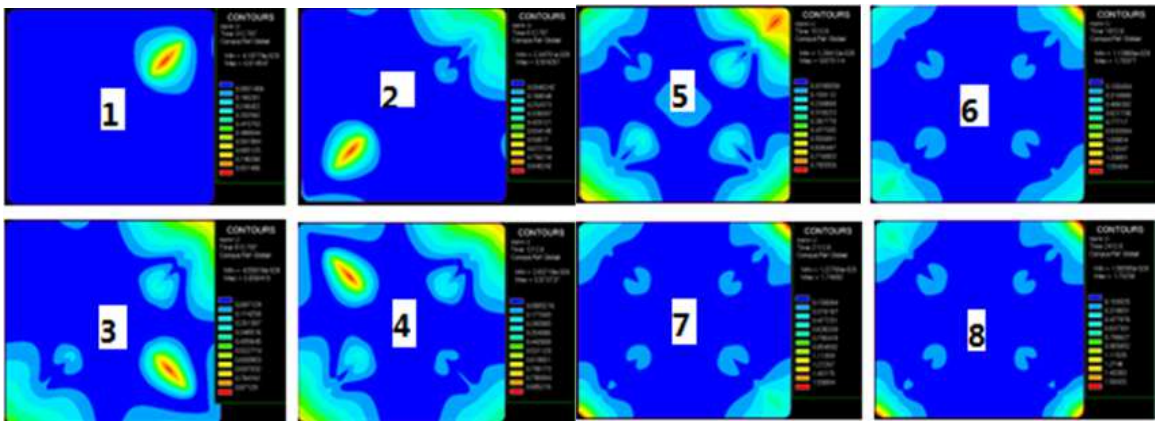


Fig. 7. Strain cloud image

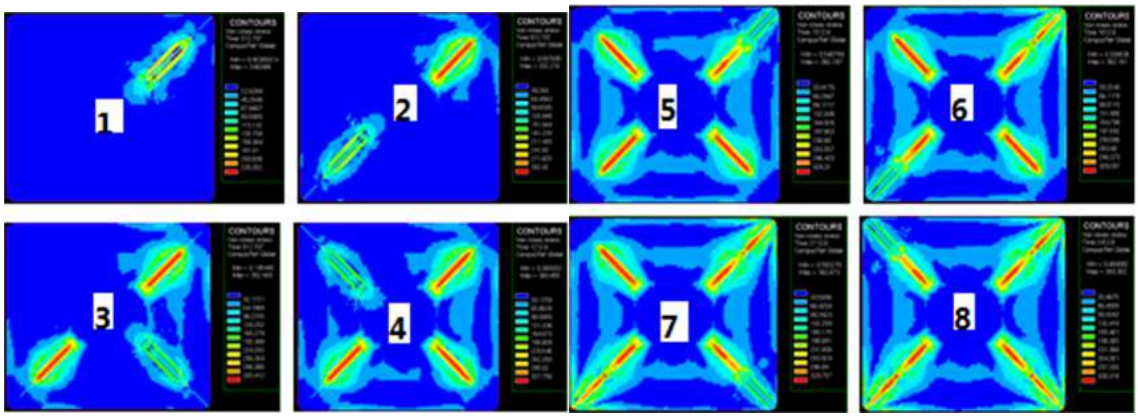


Fig. 8. Von mises stress cloud image

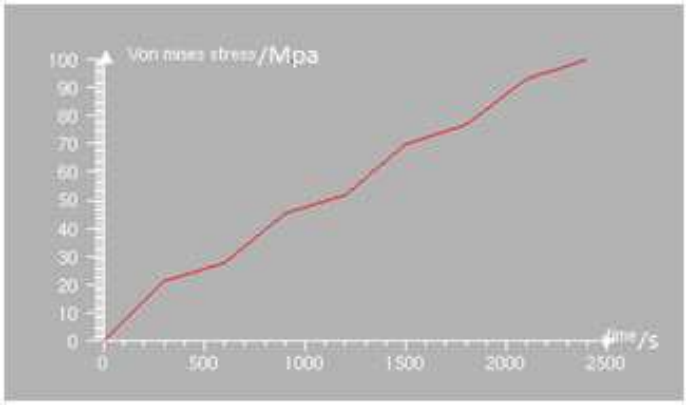


Fig. 9. Average stress curve

From Fig. 9, we know the average stress of the welding parts is increasing with the increase of the number of welding. The influence of the welding seam on the welding parts includes the stress, strain and distribution, as shown in Tab. 1.

Table 1– Simulation result data

number	maximum variable (mm)	maximum stress value (Mpa)	maximum variable distribution position	maximum stress distribution postion
1	0.915	248.888	The 1st weld seam	The 1st weld seam
2	0.924	332.216	The 2nd weld seam and the corners of the 5th seam weld	The 1st weld seam but the value increases
3	0.958	352.439	The 3rd weld seam and the corners of 5th seam weld	The 1st and 2nd weld seam but the value increases
4	0.974	360.493	The 4th weld seam and corners of the 5th and 6th seam weld	The 1st ,2nd and3rd weld seam but the value increases
5	0.875	362.187	The 5th weld seam, the corners of the 5th, 6th and 7th seam weld	The 1st ,2nd ,3rd and 4thweld seam but the value increases
6	1.709	362.161	The correspond corners of the fifth seam weld	The 1st ,2nd ,3rd, 4th, 5th weld seam
7	1.750	362.673	The corners of the fifth and sixth seam weld	The 1st ,2nd ,3rd, 4th, 5th and 6th weld seam but the value increases
8	1.752	363.302	The corners of the fifth , sixth and seventh seam weld	The 1st ,2nd ,3rd, 4th, 5th, 6th and 7th weld seam but the value increases

4. Conclusions

The deformation and residual stress of the welded parts are successfully. With the increasing of weld seam numbers, the stress of the welding increases and the maximum stresses are at the intersection of the two welds. In the actual production, the results guide us to receive the best welding sequence and structure. The results have been used to the welding fabrication of vacuum cover of packing machine.

Reference

1. Xizhang Chen, Shuyan Zhang, Jingjun Wang and Joe F. Kelleher. Residual stresses determination in an 8mm Incoloy 800H weld via neutron diffraction. Materials and Design, 2015 , 76: 26-31.

2. Xizhang Chen, Xing Chen, Huili Xu, Bruce Madigan. Monte Carlo Simulation and Experimental Measurements of Grain Growth in the Heat Affected Zone of 304 Stainless Steel During Multipass Welding. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2015,* 80（5-8）: 1197-1211.

3. Peilin Li, Hao Lu. Sensitivity analysis and forecast parameter of doule ellipsoid heat source model. Transactions of the China Welding Institution, 2011, 11: 66-70.

4. Jinzhou Zhang. The spherical tank butt joint welding stress analysis based on Ansys. Journal of Yangtze University, 2011, 3: 50-53.

5. Yu Kang, Yuejin Ma, Wenlin Zhang, Jianguo Zhao, Wei Me. Numerical simulation of temperature field in welding with trailing peening based on finite element. Journal of Agricultural University of Hebei, 2008, 2: 36-38.

6. AMARAEH, MEBANIN, ALLALOUN. Numerical thermodynamic field modeling of a metallic substance during laser welding. Proceedings of the CAOL 2005 and International Conference on Advanced Optoelectronics and Lasers. Piscataway, N J USA: IEEE Place of Publication . 2005, 146-154.

7. Ruiyun Ming. Deformation analysis and control of thin plate welding. Welding Technology, 2010, 12: 44-46.

[8] Wei Li, Zefeng Wen, Lei Wu, Xuesong Jin. Thermo-elasto-plastic Finite Element Analysis of Rail during Wheel Sliding. Journal of Mechanical Engineering, 2010, 46(10): 95-101.

УДК 539.098

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА ИЗМЕНЕНИЕ ПОВЕРХНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ТИТАНА ВТ1-0 ПРИ МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ*

Комиссарова И.А.[1], Коновалов С.В.[1], Иванов Ю.Ф.[2, 3], Тересов А.Д.[2, 3], Осинцев К.А.[1], Бутакова К.А.[1], Громов В.Е.[1], Мартусевич Е.В.[1]

[1]Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, konovserg@gmail.com
[2]Национальный исследовательский Томский государственный университет,
[3]Институт сильноточной электроники СО РАН,
г. Томск, Россия, yufi55@mail.ru

Аннотация: *Осуществлена обработка технически чистого титана ВТ1-0 высокоинтенсивным импульсным электронным пучком и установлен режим облучения, позволяющий повысить усталостную долговечность материала. Проведены исследования структуры модифицированного слоя и поверхности разрушения образцов технически чистого титана, подвергнутого усталостным многоцикловым испытаниям. Выявлены структурные преобразования, ответственные за увеличение усталостной долговечности облученного высокоинтенсивным импульсным электронным пучком титана.*

Ключевые слова: *Титан, электронно-пучковая обработка, фрактография.*

INFLUENCE OF ELECTRON BEAM TREATMENT TO CHANGE THE FRACTURE SURFACE OF TITANIUM BT1-0 HIGH CYCLE FATIGUE

Komissarova I.A.[1], Konovalov S.V.[1], Ivanov Y.F.[2,3], Teresov A.D.[2, 3], Osintsev K.A.[1], Butakova K.A.[1], Gromov V.E.[1], Matrusevich E.V.[1]

[1]Siberian State Industrial University
Novokuznetsk, Russia, konovserg@gmail.com
[2]National research Tomsk state University
[3]Institute of high current electronics SB RAS
Tomsk, Russia, yufi55@mail.ru

Abstract*. Processed commercially pure titanium VT1-0 high-intensity pulsed electron beam and detected radiation mode that enables a increase fatigue life of the material. The studies of the structure of the modified layer and the fracture surface of the samples of technically pure titanium subjected to high-cycle fatigue tests. Identified structural change responsible for the increase in fatigue life of irradiated high-intensity pulsed electron beam of titanium.*

Key words*. Titanium, electron-beam treatment, fractography.*

Характерной особенностью усталостного разрушения металлов и сплавов является зарождения трещин в поверхностном слое детали [1, 2]. Поэтому состояние поверхностного слоя оказывает существенное влияние на усталостную долговечность материала. Применение методов поверхностного упрочнения приводит в ряде случаев к значительному повышению пределов выносливости, что связано с удалением микронеровностей (риски, царапины, шероховатость) от механической обработки, формированием в поверхностном слое упрочненной детали сжимающих остаточных напряжений, диспергированием структуры матрицы и включений вторых фаз [3]. Эффективным методом преобразования поверхностного слоя материала является обработка поверхности детали высокоинтенсивным импульсным электронным пучком субмиллисекундной длительности воздействия, позволяющим модифицировать структуру поверхностного слоя толщиной в десятки микрометров, переводя его в

* Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – докторов наук (проект МД-2920.2015.8) и государственного задания № 3.1496.2014/К.

мультимодальное структурно-фазовое состояние и практически не изменяя структуру и свойства основного объема сплава [4]. В ранее проведенных исследованиях установлено влияние такого внешнего энергетического воздействия на структуру и поверхность разрушения сталей разных структурных классов [5, 6].

Целью настоящей работы являлся анализ влияния электронно-пучковой обработки на изменение поверхности разрушения титана ВТ1-0 при многоцикловой усталости.

В качестве материала исследований были использованы образцы технически чистого титана ВТ1-0. Усталостные испытания проводили на специальной установке по схеме консольного изгиба. Образцы имели концентратор напряжений и были выполнены согласно ГОСТ 25.502-79 «Методы механических испытаний металлов. Методы испытаний на усталость». Температура испытаний 300 К, частота нагружения образцов изгибом составляла 10 Гц. Облучение поверхности образцов, приготовленных к усталостным испытаниям, осуществляли на установке «СОЛО» [4] при следующих параметрах: энергия электронов 16 кэВ; частота следования импульсов 0,3 $с^{-1}$; длительность импульса пучка электронов 150 мкс; плотность энергии пучка электронов (10 – 30) Дж/$см^2$; количество импульсов воздействия 3. На каждый режим облучения испытывали пять образцов. Исследования поверхности разрушения осуществляли методами сканирующей электронной микроскопии (прибор Tesla BS-301).

Выполненные испытания на усталостную долговечность выявили режим облучения высокоинтенсивным импульсным электронным пучком субмиллисекундной длительности воздействия (16 кэВ, 25 Дж/$см^2$, 150 мкс, 3 имп, 0,3 $с^{-1}$), позволивший кратно, более чем в 2 раза, увеличить усталостную долговечность исследуемого материала.

Для исследований поверхности разрушения были выбраны образцы, показавшие минимальное (N_1=2,3*10^5 циклов) и максимальное (N_2=6,4*10^5 циклов) значения циклов до разрушения. Значение N_1 было зафиксировано на образце, не облученном электронным пучком; N_2 – на образце, облученном электронным пучком (режим 25 Дж/$см^2$; 150 мкс; 3 имп).

Усталостная долговечность материала существенным образом зависит от структуры поверхностного слоя испытываемого материала. На рисунке 1, а представлены результаты исследования структуры поверхности образца перед облучением (далее по тексту – исходное состояние). Отчетливо видно, что в исходном состоянии титан ВТ1-0 является поликристаллическим материалом (средний размер зерен D = 25 мкм). Облучение поверхности образцов электронным пучком по режиму 25 Дж/$см^2$; 150 мкс; 3 имп. приводит к существенному изменению структуры поверхностного слоя материала: существенно уменьшился средний размер зерен D = 8,3 мкм (рисунок 1, б, в); в объеме зерен выявляется субструктура пластинчатого типа (рисунок 1, б – г).

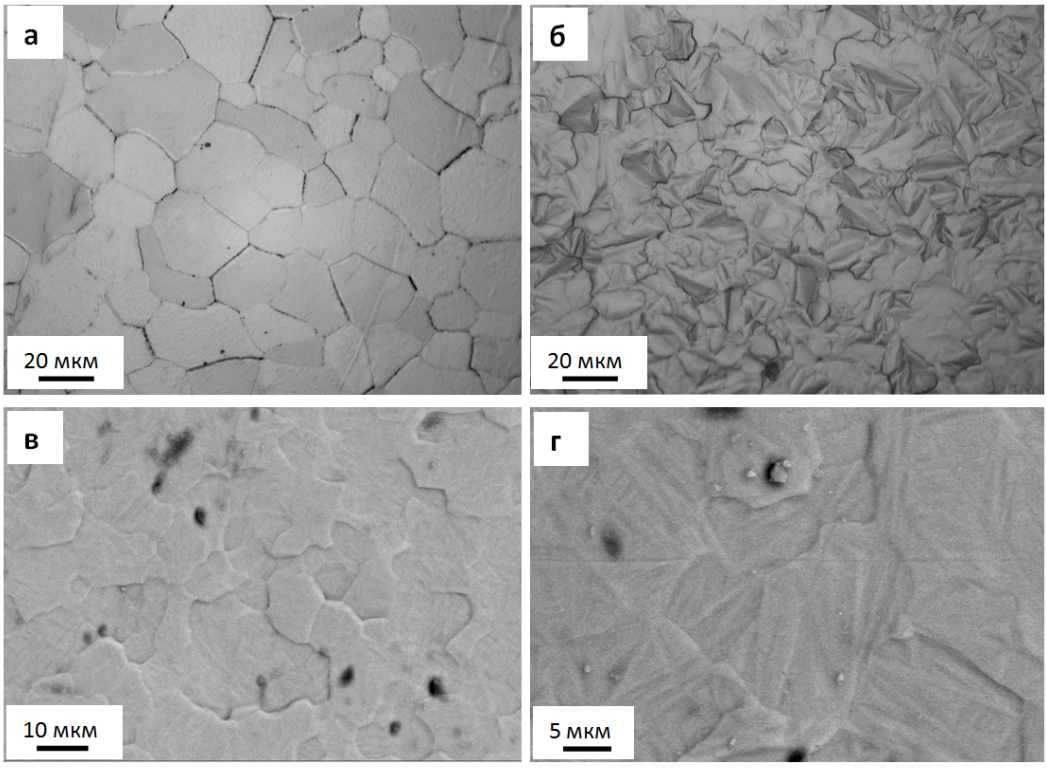


Рисунок 1 – Структура титана перед (а) и после электронно-пучковой обработки обработкой электронным пучком (б – г) (25 Дж/$см^2$; 150 мкс; 3 имп.)

Таким образом, электронно-пучковая обработка титана ВТ1-0 (25 Дж/см^2; 150 мкс; 3 имп.) приводит не только к удалению с поверхности образца возможных макро- и микродефектов (риски, царапины, вмятины и т.п.), но и к измельчению зеренной структуры, а также формированию внутризеренной субструктуры, т.е. к формированию в поверхностном слое дополнительных структурных уровней субмикро- и наноразмерного диапазона.

Характерное изображение поверхности усталостного разрушения титана ВТ1-0, подвергнутого электронно-пучковой обработке (25 Дж/см^2; 150 мкс; 3 имп.), представлено на рисунок 2. Отчетливо видно, что усталостное разрушение модифицированного образца выявляет многослойную структуру (рисунок 2, б). А именно, поверхностный (слой 1), промежуточный (слой 2), переходный (слой 3) и основной объем материала (4). Отсутствие подобной слоистой структуры излома у исходного материала указывает на причину ее происхождения – облучение материала импульсным электронным пучком.

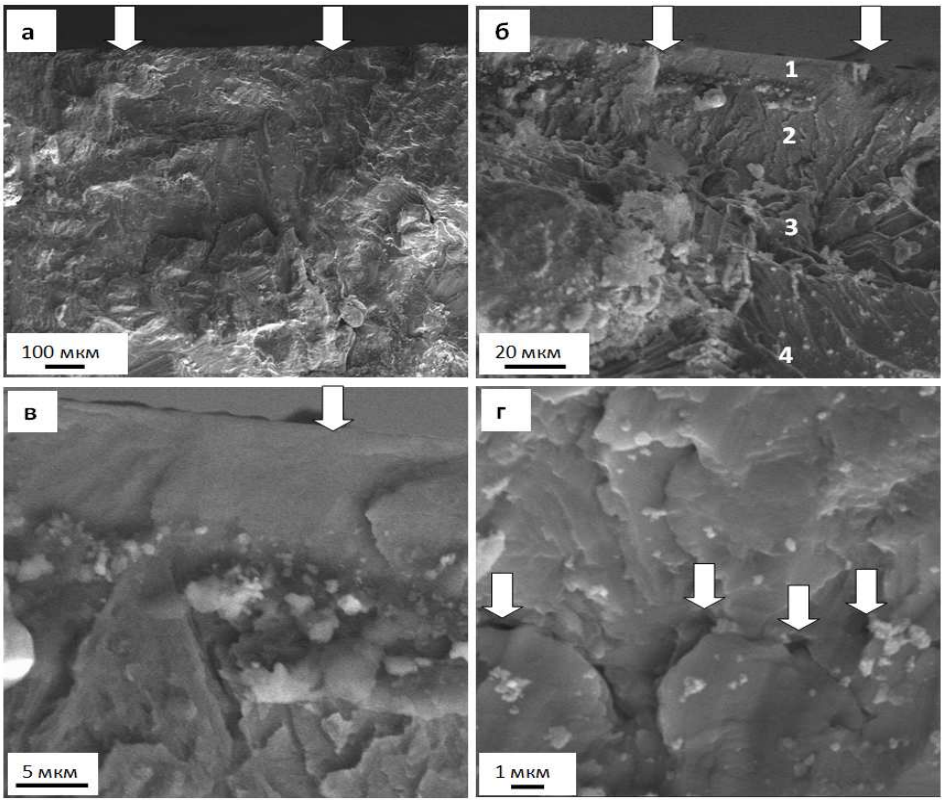


Рисунок 2 – Поверхность усталостного разрушения титана, подвергнутого электронно-пучковой обработке (25 Дж/см^2; 150 мкс; 3 имп.); стрелками на (а – в) указана поверхность облучения; на (г) – микропоры, расположенные на границе раздела слоя, расплавленного электронным пучком, и основного объема материала; цифрами на (б) указаны слои (1) поверхностный, (2) промежуточный, (3) переходный и (4) основной объем материала

Выявленные слои отличаются структурой излома. Поверхностный слой характеризуется гладким изломом; методами сканирующей электронной микроскопии структура данного слоя не выявляется (рисунок 2, в). Очевидно, что данный слой сформировался в результате плавления и высокоскоростной рекристаллизации материала, реализующейся при электронно-пучковой обработке. Толщина слоя кристаллизации при указанном режиме облучения (25 Дж/см^2; 150 мкс; 3 имп.) изменяется от 10 до 15 мкм. Промежуточный слой, толщина которого изменяется от 25 до 35 мкм, на изломе характеризуется формированием ручьистой структуры (рисунок 2, б, в). Размеры фасеток разрушения данного слоя изменяются от 0,4 до 0,6 мкм.

Переходный слой (рисунок 2, б, слой 3) имеет более грубую (сравнительно с промежуточным слоем) структуру излома. Особенностью данного слоя является присутствие большого количества микротрещин и микропор; размеры последних изменяются от 0,1 до 0,3 мкм (рисунок 2, г, микропоры указаны стрелками).

Таким образом, облучение поверхности образцов сопровождается формированием многослойной структуры, отчетливо выявляемой на фрактограммах материала, разрушенного в результате многоцикловых усталостных испытаний. Очевидно, именно слоистый характер строения поверхно-

стного слоя и является одной из основных причин кратного увеличения усталостной долговечности исследуемого материала.

Осуществлено модифицирование поверхности образцов технически чистого титана марки ВТ1-0 высокоинтенсивным импульсным электронным пучком. Выявлен режим облучения (16 кэВ, 25 Дж/см^2, 150 мкс, 3 имп, 0,3 с$^{-1}$), позволивший кратно, более чем в 2 раза, увеличить усталостную долговечность исследуемого материала. Показано, что облучение технически чистого титана марки ВТ1-0 высокоинтенсивным электронным пучком (25 Дж/см^2; 150 мкс; 3 имп.) приводит к измельчению зеренной структуры и формированию внутризеренной субструктуры, т.е. к формированию в поверхностном слое дополнительных структурных уровней субмикро- и наноразмерного диапазона. Выполнен анализ фрактограмм поверхности разрушения образцов титана, не обработанных и обработанных интенсивным импульсным электронным пучком. Показано, что облучение поверхности образцов технически чистого титана марки ВТ1-0 сопровождается формированием многослойной структуры, отчетливо выявляемой на фрактограммах материала, разрушенного в результате многоцикловых усталостных испытаний. Высказано предположение о том, что слоистый характер строения поверхностного слоя является одной из основных причин кратного увеличения усталостной долговечности исследуемого материала.

Библиографический список

1. Коцаньда С. Усталостное разрушение металлов. – М.: Металлургия, 1976. - 456 с.

2. Фрактография и атлас фрактограмм / Под ред. Дж. Феллоуза. – М.: Металлургия, 1982. – 489 с.

3. Строганов Г.Б., Ротенберг В.А., Гершман Г.Б. Сплавы алюминия с кремнием. – М.: Металлургия, 1977. – 270 с.

4. Ласковнев А.П., Иванов Ю.Ф., Петрикова Е.А. Н.Н. Коваль, В.В. Углов, Н.Н. Черенда, Н.В. Бибик, В.М. Асташевский / Модификация структуры и свойств эвтектического силумина электронно-ионно-плазменной обработкой - Минск: «Белорусская наука», 2013. – 287 с.

5. Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Vorobiev S.V., Konovalov S.V. Fatigue of steels modified by high intensity electron beams. – Cambridge, Cambridge International Science Publishing Ltd, 2015. 272 p.

6. Gromov V.E, Ivanov Y.F., Sizov V.V., Vorob'ev S.V., Konovalov S.V. Increase in the fatigue durability of stainless steel by electron-beam surface treatment // J. Surf. Investig. X-ray, Synchrotron Neutron Tech. 2013. Vol. 7, No. 1. – p. 94–98.

УДК 53.098; 539.376

РОЛЬ МАГНИТНОГО ПОЛЯ В ЭВОЛЮЦИИ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СУБСТРУКТУРЫ МЕДИ ПРИ ПОЛЗУЧЕСТИ*

Коновалов С.В., Ярополова Н.Г., Загуляев Д.В., Комиссарова И.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Chen X.

Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия, konovalov@physics.sibsiu.ru
Институт сильноточной электроники СО РАН, Национальный исследовательский Томский политехнический университет, г. Томск, Россия
Wenzhou University, Wenzhou, China, kernel.chen@gmail.com

Аннотация: *Объектом исследования являлась поликристаллическая медь марки М00б. Методами дифракционной электронной микроскопии исследована дефектная субструктура образцов меди М00б подвергнутых нагружению до разрушения в режиме ползучести при воздействии магнитным полем 0,35 Тл и без него. Для исследований выбирался объем материала прилегающий к поверхности разрушения и на определенных расстояниях от нее. Установлено, что воздействие магнитным полем на процесс ползучести приводит к изменению основного типа дислокационной субструктуры с ячеистого на полосовую. Также наблюдаются изменения количественных характеристиках дислокационных субструктур. Определен градиентный характере изменения количества*

* Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект №14-08-00506а).

концентраторов напряжения при удалении от поверхности разрушения, как в условиях деформации с магнитным полем, так и без него.

Ключевые слова: *Медь, ползучесть, магнитное поле, градиент, структура.*

ROLE OF MAGNETIC FIELDS IN THE EVOLUTION OF DISLOCATION SUBSTRUCTURE IN COPPER CREEP

Konovalov S.V., Yaropolova N.G., Zagulyaev D.V., Komissarova I.A., Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Chen X.

Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia, konovalov@physics.sibsiu.ru
Institute of High Current Electronics, Siberian Branch, Russian Academy of Sciences, Tomsk, yufi55@mail.ru
National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk
Wenzhou University, Wenzhou, China, kernel.chen@gmail.com

Abstract: *The object of the study was polycrystalline copper M00б. Electron microscopy of Diffractive defective copper samples M00б substructure subjected to heavy damage in creep mode when exposed to a magnetic field 0.35 Tesla and without it. Volume was selected for the research material adjacent to the fracture surface and at certain distances from it. It has been established that the effect of magnetic field on the creep process leads to a change in the basic type of dislocation substructure with cellular on the Strip. There are also changes of quantitative characteristics of dislocation substructures. A gradient is defined the nature of variation in voltage when the hubs away from the surface of destruction as in the conditions of deformation with the magnetic field, and without it.*

Key words: *Copper, creep, the magnetic field, gradient, structure.*

Продление срока службы металлов и сплавов определяет прогресс в повышении надежности металлических изделий. Одним из факторов, ответственных за физические и механические свойства материалов, является их структура, которая в процессе нагружения эволюционирует. В данной связи необходимо иметь полную информацию о структуре материала вблизи очага, вызвавшего его полное разрушение [1 – 4]. В связи с этим цель работы состояла в исследовании влияния магнитного поля на градиент дефектной субструктуры меди, подвергнутой испытаниям на ползучесть, вблизи зоны разрушения.

Исследования выполнены на поликристаллической меди марки М00б. использованы плоские образцы с размерами рабочей части 150×5×0,46 мм^3. Перед испытаниями на ползучесть структуру материала приводили в равновесное состояние путем рекристаллизационного отжига в течение 2 часов при температуре 700 ^{0}С с последующим охлаждением в воде. Испытания в режиме ползучести выполнены при постоянном растягивающем напряжении σ = 130 МПа и температуре 25 ^{0}С до разрушения. Первая половина образцов деформировалась в условиях внешнего магнитного поля с индукцией 0,35 Тл, вторая половина – в обычных условиях [5].

Для испытаний на ползучесть использовалась модернизированная испытательная машина для исследования процессов пластической деформации металлов [6, 7]. В качестве источника магнитного поля использовался постоянный электромагнит. Индукцию магнитного поля контролировали миллитесламетром ТПУ с точность до 1×10^{-3} Тл.

Исследования дислокационной субструктуры образцов (ДСС) осуществляли методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии фольг на просвет при помощи электронного микроскопа ЭМ-125. Фольги готовили из объема материала прилегающего к зоне разрушения. Изображения тонкой структуры материала были использованы для классификации морфологических признаков структуры.

Послойный анализ дислокационных субструктур, формирующихся в меди при ползучести

В результате проведения экспериментов установлено, что в слое, примыкающем к поверхности разрушения, формируется полосовая субструктура; азимутальная составляющая угла полной разориентации в полосовой субструктуре достигает $\Delta\alpha$ = 5,7 град. В полосах наблюдается дислокационная субструктура в виде хаотически распределенных дислокаций, скалярная плотность которых ~$3{,}5\times10^{10}$ см$^{-2}$. Кроме того выявлено присутствие большого количества изгибных контуров (рисунок 1).

Установлено, что независимо от расстояния до поверхности разрушения основным типом

ДСС является ячеистая (рисунок 2, б). Вдоль границ зерен выявляется полосовая субструктура (рисунок 2, а).

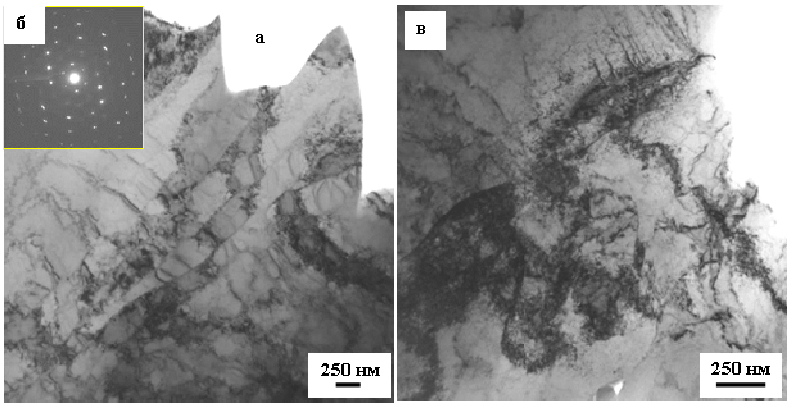


Рисунок 1 – Структура слоя, примыкающего к поверхности разрушения

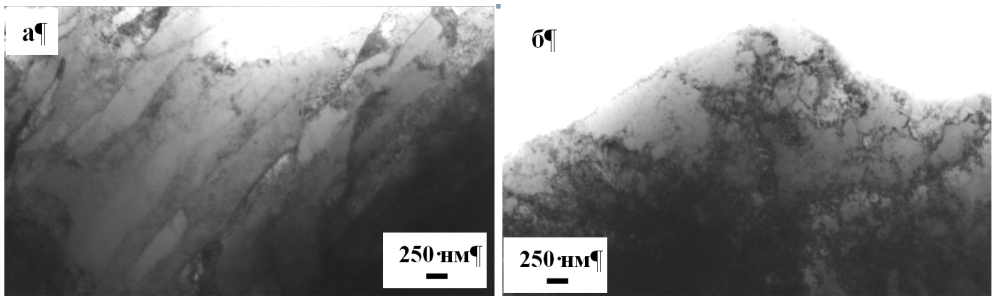


Рисунок 2 – Дислокационная субструктура слоя, расположенного на расстоянии ~85 мкм от поверхности разрушения

В слое расположенном на расстоянии ~ 85 мкм от поверхности разрушения скалярная плотность дислокаций в полосовой субструктуре составляет ~$2{,}2\times10^{10}$ см$^{-2}$; в ячеистой – ~$2{,}6\times10^{10}$ см$^{-2}$.

В слое, расположенном на расстоянии ~325 мкм от поверхности разрушения скалярная плотность дислокаций в полосовой ДСС составляет ~$2{,}7\times10^{10}$ см$^{-2}$; в ячеистой – ~$2{,}9\times10^{10}$ см$^{-2}$. В слое, расположенном на расстоянии ~495 мкм от поверхности разрушения, скалярная плотность дислокаций, расположенных в ячеистой ДСС, ~$2{,}5\times10^{10}$ см$^{-2}$; скалярная плотность дислокаций, расположенных в полосовой ДСС, ~$2{,}3\times10^{10}$ см$^{-2}$.

В слое, расположенном на расстоянии ~635 мкм от поверхности разрушения, основным типом ДСС является ячеистая. Вдоль границ зерен выявляется полосовая ДСС. Кроме этого, выявляются зерна, в которых наблюдается ДСС в виде сеток и хаотически распределенных дислокаций. В объеме ячеек и полос присутствует ДСС в виде хаотически распределенных дислокаций. Скалярная плотность дислокаций, расположенных в ячейках, составляет ~$2{,}7\times10^{10}$ см$^{-2}$; скалярная плотность дислокаций, расположенных в полосах, составляет ~$2{,}5\times10^{10}$ см$^{-2}$; скалярная плотность дислокаций, присутствующих в зернах в виде сеток, составляет ~$6{,}0\times10^{10}$ см$^{-2}$.

Проведен анализ градиента внутренних полей напряжений, формирующихся при ползучести в объеме меди, расположенной вблизи поверхности разрушения. Установлено, дефектами, являющимися источниками изгибных контуров являются преимущественно внутрифазные границы раздела: границы зерен стыки границ зерен, границы полосовой ДСС. Выполненный количественный анализ структуры меди позволил выявить изменение плотности контуров от расстояния до поверхности разрушения: установлен градиентный характер изменения количества концентраторов напряжения в меди. В наиболее напряженном состоянии находится слой, примыкающий к поверхности разрушения (рисунок 3).

Послойный анализ дислокационных субструктур, формирующихся в меди при ползучести в магнитном поле

Электронно-микроскопические изображения структуры зоны разрушения меди характеризуются наличием большого количества изгибных экстинкционных контуров (плотность контуров ~$2{,}9\times10^{3}$ см$^{-2}$), что свидетельствует о кривизне-кручения кристаллической решетки материала.

Проведенный анализ электронно-микроскопических изображений субструктуры, формирующейся в слое толщиной ~2 мкм в меди после ее разрушения в режиме ползучести с воздействием магнитным полем показывает, что в данном слое в процессе ползучести формируется полосовая ДСС и субзеренная субструктура. Микроэлектронограммы, полученные с такой структуры, характеризуются квазикольцевым расположением рефлексов, что свидетельствует, во-первых, о нанокристаллическом состоянии субструктуры, и, во вторых, о высоком уровне разориентации данных кристаллитов. Действительно, выполненные измерения показали, что размеры субзерен изменяются в пределах от 35 до 85 нм. В полосах наблюдается дислокационная ДСС в виде хаотически распределенных дислокаций, скалярная плотность которых ~$3{,}85\times10^{10}$ см$^{-2}$.

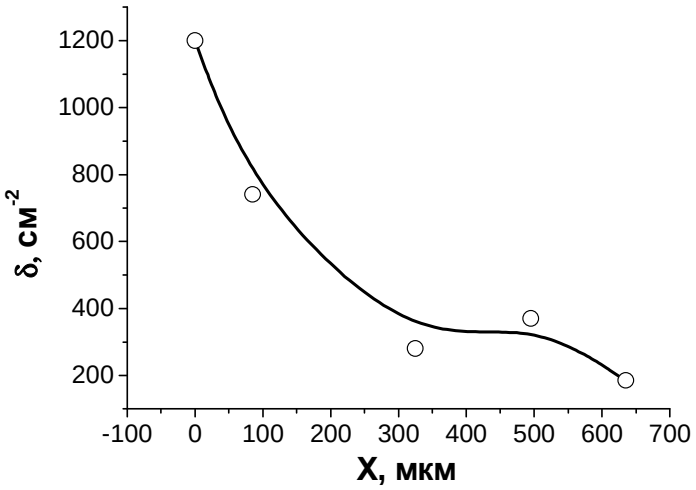


Рисунок 3 – Зависимость плотности изгибных контуров экстинкции от расстояния до поверхности разрушения

Установлено, что независимо от расстояния до поверхности разрушения основным типом ДСС является полосовая субструктура.

Структура меди в слое, расположенном на расстоянии ~6 мкм от поверхности разрушения характеризуется тем, что в полосовой субструктуре присутствует ДСС в виде хаотически распределенных дислокаций. Скалярная плотность дислокаций в полосовой субструктуре составляет ~$4{,}1\times10^{10}$ см$^{-2}$; в зернах ~$2{,}4\times10^{10}$ см$^{-2}$. Плотность изгибных экстинкционных контуров в данном объеме материала ~$0{,}67\times10^{3}$ см$^{-2}$.

В полосовой субструктуре меди в слое, расположенном на расстоянии ~20 мкм от поверхности разрушения, присутствует ДСС в виде хаотически распределенных дислокаций и, реже, сеток. Скалярная плотность дислокаций ~$3{,}3\text{x}10^{10}$ см$^{-2}$. Плотность изгибных экстинкционных контуров в данном объеме материала ~$0{,}54\text{x}10^{3}$ см$^{-2}$.

В слое расположенном на расстоянии ~265 мкм от поверхности разрушения в полосовой субструктуре присутствует ДСС в виде хаотически распределенных дислокаций и, реже, сеток; скалярная плотность дислокаций ~$2{,}8\times10^{10}$ см$^{-2}$. Скалярная плотность дислокаций в зернах без полосовой субструктуры ~$3{,}3\times10^{10}$ см$^{-2}$. Плотность изгибных экстинкционных контуров в данном объеме материала ~$0{,}62\times10^{3}$ см$^{-2}$.

Слой материала, расположенный на расстоянии ~325 мкм от поверхности разрушения характеризуется теми же двумя типами ДСС как и предыдущие слои, однако в зернах с хаотической ДСС часто наблюдаются оборванные субграницы. В полосовой субструктуре присутствует ДСС в виде хаотически распределенных дислокаций и, реже, сеток; скалярная плотность дислокаций ~$2{,}1\times10^{10}$ см$^{-2}$. Скалярная плотность дислокаций в зернах без полосовой субструктуры ~$3{,}6\times10^{10}$ см$^{-2}$. Плотность изгибных экстинкционных контуров в данном объеме материала ~$0{,}28\times10^{3}$ см$^{-2}$.

В полосовой субструктуре меди в слое, расположенном на расстоянии ~610 мкм от поверхности разрушения скалярная плотность дислокаций составляет ~$2{,}5\times10^{10}$ см$^{-2}$. Скалярная плотность дислокаций в зернах без полосовой субструктуры ~$3{,}1\times10^{10}$ см$^{-2}$. Плотность изгибных экстинкционных контуров в данном объеме материала ~$0{,}42\times10^{3}$ см$^{-2}$.

Установлено, что в слое, примыкающем к поверхности разрушения формируется преимущественно полосовая ДСС. Выявлено, что скалярная плотность дислокаций закономерным образом

снижается по мере удаления от поверхности разрушения. Вторым типом структуры меди являются зерна, в которых дислокации распределены хаотически, либо формируют сетчатую ДСС. В этом случае скалярная плотность дислокаций незначительно возрастает по мере удаления от поверхности разрушения. Материал зоны разрушения меди характеризуется наличием внутренних полей напряжений, о чем свидетельствуют изгибные экстинкционные контуры, выявляемые на электронно-микроскопических изображениях структуры тонких фольг. Плотность изгибных экстинкционных контуров снижается по мере удаления от поверхности разрушения.

Таким образом, установлено, что при разрушении меди без магнитного воздействия на процесс ползучести независимо от расстояния до поверхности разрушения основным типом дислокационной субструктуры является ячеистая. Вдоль границ зерен выявляется полосовая субструктура. Выявлены отличия в количественных характеристиках дислокационных субструктур и обнаружен градиентный характер изменения количества концентраторов напряжения при удалении от поверхности разрушения независимо от магнитного воздействия. В случае воздействия магнитным полем на процесс ползучести основным типом дислокационной субструктуры, независимо от расстояния до поверхности разрушения, является полосовая субструктура. В отдельных случаях выявляются зерна со структурой дислокационного хаоса, ячеистой и сетчатой субструктурой. Установлено снижение плотности изгибных экстинкционных контуров по мере удаления от поверхности разрушения при разрушении в магнитном поле.

Библиографический список

1. Загуляев, Д. В. Особенности и закономерности изменения кинетики ползучести меди в магнитном поле/ Д. В. Загуляев Н. Г. Литвиненко, И. А. Комисарова, В. Е. Громов // Цветные металлы. – 2013. – № 4. – С. 74–77.

2. Головин, Ю.И. Обратимые и необратимые изменения пластических свойств кристаллов NaCl, вызванные действием магнитного поля / Ю.И. Головин, Р.Б. Моргунов, Д.В. Лопатин, А.А. Баскаков, Я.Е. Евгеньев // ФТТ. – 1998. – №11. – С. 2065–2068.

3. Альшиц, В.И. Магнитопластический эффект: основные свойства и физические механизмы / В.И. Альшиц Е.В. Даринская, М.В. Колдаева, Е.А. Петржик // Кристаллография. – 2003. – №5. – С. 826–854.

4. Загуляев, Д. В. Изменение микротвердости алюминия разной чистоты в слабых магнитных полях / Д.В. Загуляев, С.В. Коновалов, В.Е. Громов // Цветные металлы. – 2012. – № 9. – С. 85–89.

5. Коновалов, С.В. Закономерности изменения дислокационной субструктуры меди при ползучести в магнитном поле / С.В. Коновалов, Д.В. Загуляев, Н.Г. Ярополова, И.А. Комиссарова, Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов // Известия высших учебных заведений. Цветная металлургия. – 2015. – № 3. – С. 64–70.

6. Коновалов, С. В. Автоматизированная установка для регистрации и анализа ползучести металлов и сплавов / С. В. Коновалов, В. И. Данилов, Л. Б. Зуев, А. С. Дружилов, В. Е. Громов // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2007. - № 8. – С. 64 – 66.

7. Дружилов, А. С. Исследовательский комплекс изучения ползучести / А. С. Дружилов, С. В. Коновалов, Р. А. Филипьев, В. Е. Громов // Заготовительные производства в машиностроении. – 2007. - № 2. – С. 25 – 27.

УДК 666.3-187

СРАВНЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ МЕТОДОВ СИНТЕЗА ШПИНЕЛЬНЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЙ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНАТА МЕДИ

Тафилевич А.Н.[1,2], Минюкова Т.П.[2], Белоусова Н.С.[1]

[1]Новосибирский государственный технический университет,
[2]Институт катализа им. Г.К. Борескова СО РАН,
г. Новосибирск, Россия, ang-nsk@mail.ru

Аннотаци: *Выполнены синтезы шпинельных керамических соединений на основе алюмината меди, показаны достоинства и недостатки каждой из методик. Исследованы физико-химические и каталитические свойства керамических соединений в реакции паровой конверсии CO, произведено их сравнение. Обсуждена перспективность предложенных методов.*

Ключевые слова: *шпинель $CuAl_2O_4$, РФА, ДТА, реакция паровой конверсии CO.*

COMPARISON OF THE METHODS OF COPPER ALUMINATE CERAMIC COMPOUND SYNTHESIS

Tafilevich A.N.[1,2], Minyukova T.P.[2], Belousova N.S.[1]

Novosibirsk State Technical university[1]
Boreskov Institute of Catalysis[2]
Novosibirsk, Russia, ang-nsk@mail.ru

Abstract: *The synthesis of ceramic based on copper aluminate of spinel structure were performed by different methods. The advantages and disadvantages of each of the techniques are shown. The physico-chemical and catalytic properties in water gas shift reaction were examined. The prospects of the proposed methods are discussed.*

Key words: *$CuAl_2O_4$ spinel, XRD, DTA, water gas shift reaction.*

Свойства и области применения шпинелей весьма разнообразны. Часто шпинели используют как огнеупорный, конструкционный и электроизолядионный материал. Часть шпинелей окрашена в интенсивные цвета и применяется в качестве пигментов в керамических красках [1]. Оксидные соединения меди шпинельной структуры широко используются в многотоннажных процессах низкотемпературной паровой конверсии СО (далее НТПК СО), реакциях гидрирования, окисления. В последнем применении, в качестве катализатора, такие соединения должны иметь не только гомогенный фазовый и химический состав, не содержать посторонних примесей для проявления высоких технических характеристик, но и обладать высокими значениями удельной поверхности, низкой температурой формирования активной фазы.

Под шпинелями понимается группа соединений с общей формулой $Me^{2+}Me^{3+}{}_2O_4$, к которым и относится алюминат меди $CuAl_2O_4$.

Алюминат меди представляет соединение с плотной гранецентрированной упаковкой кислородных ионов. Между кислородными ионами находится два вида пустот – тетраэдрические и октаэдрические. Элементарная ячейка такого соединения состоит из 8 молекул, т.е. 8 ионов Cu2+, 16 ионов Al3+, и 32 ионов O2- – всего 56 ионов, расположение ионов в решетке соответствует частично обращенной шпинели с степенью обращения 0.4, в элементарной ячейке которой 4,8 двухвалентных ионов находятся в тетраэдрическом положении, 3,2 – в октаэдрическом, 12,8 трехвалентных в октаэдрическом, 3,2 в тетраэдрическом [2].

Традиционно используемые методы синтеза шпинельных соединений – совместное осаждение растворов гидроксидов или углекислых солей, термическое разложение солей и спекание порошков оксидов. Все эти методы имеют недостатки, первый – большое количество сточных вод, второй и третий – неоднородность химического и фазового состава, невоспроизводимость свойств соединения. Поиск более эффективного метода приготовления ведется многими исследовательскими группами в мире, но получение шпинельных соединений обладающих каталитическими свойствами часто ведется в трудновоспроизводимых условиях экспериментов, активность характеризуется различными показателями, поэтому сложно установить взаимосвязь между каталитическими свойствами и условиями синтеза.

Целью работы было получение несколькими методами образцов на основе алюмината меди и сопоставление их физико-химических и каталитических характеристик в реакции низкотемпературной паровой конверсии СО (НТПК СО) $CO + H_2O = H_2 + CO_2$.

Серия образцов получена методами традиционной пропитки мелкой фракции 0,25 – 0,5 мм и гранул d = 3 мм l = 4 – 6 мм носителя γAl2O3; соосаждения из растворов нитратов меди и алюминия раствором карбоната натрия; нанесения-осаждения в условиях гидролиза мочевины; методом Пекини.

Синтез методом традиционной пропитки фракции 0,25 – 0,5 мм γAl_2O_3 [3] и гранул d = 3 мм l = 4 – 6 мм раствором азотнокислой меди производился по влагоемкости, в расчете 12 % вес. Cu на носителе. Качественная пропитка заключается в равномерном распределении раствора по носителю, для дальнейшего формирования единого гомогенного состава, далее производятся сушка при 80 оС в течение 12 часов и отжиг, температура которого определялась по данным синхронного термического анализа (СТА). К основному преимуществу такого метода можно отнести его простое технологическое исполнение, а к недостаткам - необходимость обезвреживать продукты разложения солей. Такой метод позволяет получать соединения с малым и средним количеством активного компонента.

Получение образца методом соосаждения из нитратов меди и алюминия карбонатом натрия проводилось при интенсивном перемешивании, постоянной температуре и pH, для обеспечения пол-

ноты химического взаимодействия компонентов. Полученный осадок совместного гидроксосоединения меди и алюминия отмывали, высушивали и проводили термообработку. Стадия отмывки отвечает за величину удельной поверхности, чем больше ионов натрия окажется в образце, тем меньше будет величина удельной поверхности. На этапе термообработки производится формирование оксидного окристаллизованного соединения посредством сушки и отжига в токе воздуха. Температура отжига должна быть не ниже температуры экзотермического эффекта, соответствующего, по данным СТА, кристаллизации оксида со структурой типа шпинели. Метод термообработки совместного гидроксосоединения не прост, но гарантирует гомогенный фазовый и химический состав, воспроизводимость свойств от партии к партии, позволяет варьировать компоненты и их соотношение. К минусам можно отнести большое количество сточных вод, которые необходимо обезвреживать.

Метод нанесения-осаждения Cu2+ на гранулы γAl2O3 в условиях гидролиза мочевины [4] позволяет наносить активный компонент на носитель, связывая их химически еще до стадии отжига, температура уточняется по данным СТА. В данном случае продукты гидролиза мочевины являются осадителем, который осуществляет связывание катионов с поверхностью носителя, а азотнокислая медь – осаждаемым веществом. Процесс ведется при температурах порядка 85 – 90 оС и очень длительное время (около 10 час). К плюсам такого метода можно отнести то, что нанесенные частички активного компонента очень маленьких размеров 4 – 5 нм и характеризуются узким распределением по размерам, к минусам относятся большие избытки раствора насаждаемого компонента и достаточно сложное технологическое исполнение. Такой метод позволяет получать катализаторы со средними и низкими концентрациями активного компонента.

Метод Пекини [5] отличается от предыдущих методов, тем, что гарантирует равномерное распределение катионов по матрице. Такую матрицу создают лимонная кислота и этиленгликоль, добавляемые в раствор солей катионов, которые при нагревании взаимодействуют с солями с образованием пастообразной массы. После долгой сушки и отжига с высокой степенью продува инертом она теряет до 80 % от изначального веса. Также к плюсам можно отнести отсутствие водных стоков, напротив основным минусом такого метода является большое количество летучих веществ, образующихся в ходе всего синтеза.

Каждый из методов имеет свои достоинства и недостатки в технологическом исполнении, но наиболее важно отследить изменение характеристик образцов в зависимости от условий синтеза.

Исходя из результатов РФА и СТА, были выбраны температуры от (500 – 650 ^{0}C). Фазовый состав на стадиях сушки и отжига исследован методами РФА и СТА, общая удельная поверхность определена методом БЭТ (таблица 1).

Таблица 1 – Фазовый и химический состав образцов и значения общей удельной поверхности по БЭТ

Шифр	Синтез	Полученный состав (вес. проц.)	Условия отжига	Фазовый состав	Удельная поверхность, м^3/г
1(т)	Пропитка фракции 0,25–0,5 мм γ-Al_2O_3	Cu – 11 %	8 часов, воздух, 500 ^{o}C	γ-Al_2O_3 CuO	148
2(т)	Пропитка гранул d=3 мм γ-Al_2O_3	Cu – 8,87 %	8 часов, воздух, 500 ^{o}C	γ-Al_2O_3 CuO	161
3(т)	Периодическое соосаждение из растворов нитратов Cu и Al	Cu – 45 %, Al– 15,7 % ($Cu_1Al_{0,82}O_{1,73}$)	4 часа, воздух, 650 ^{o}C	$Cu_1Al_2O_4$ CuO	80
4(т)	Нанесение-осаждение в условиях гидролиза мочевины на гранулы	Cu – 5,2 %	8 часов, воздух, 500 ^{o}C	$Cu_1Al_2O_4$ CuO γ-Al_2O_3	105
7(т)	Периодическое соосаждение из растворов нитратов Cu и Al	Cu – 32 %, Al– 15,7 %	4 часа, воздух, 650 ^{o}C	$Cu_1Al_2O_4$ CuO	114
8(т)	Метод Пекини	Cu – 32 %, Al– 22,7 %	4 часа, воздух, 650 ^{o}C	$Cu_1Al_2O_4$ CuO	99

Каталитические свойства образцов исследованы в проточном лабораторном реакторе при атмосферном давлении с газохромато-графическим анализом состава реакционной смеси. Состав исходной рабочей смеси: CO: H_2O: H_2 = 10: 33: 57. Измерения активности проведены при 170 – 270 ^{0}C – температурной области активности медных центров. Активность характеризовали величиной стационарной (после 20 часов непрерывной работы) константы скорости прямой реакции. Термическую устойчивость характеризовали отношением константы скорости реакции после завершения измерений

к исходной константе скорости при 210 ^{0}C (k_{210}, c^{-1}). Перед измерением активности шпинельные керамические соединения на основе алюмината меди восстанавливали в токе смеси 5 % H_2 в гелии при 270 ^{0}C. В качестве образца сравнения был выбран коммерческий медьсодержащий катализатор ИК-4-25. Основываясь на проведенных каталитических исследованиях, была составлена сводная таблица (таблица 2).

Таблица 2 – Характеристики активности образцов

Шифр	Синтез	Весовой процент меди	k_{210}, c^{-1}	Термоустойчивость
1(т)	Пропитка фракции	11 %	4,64	1,06
2(т)	Пропитка гранул	9 %	3,78	1,02
3(т)	Соосаждение	45 %	14,38	0,94
4(т)	Нанесение в условиях гидролиза мочевины на гранулы	5 %	2,62	0,95
7(т)	Соосаждение	32 %	14,63	0,94
8(т)	Метод Пекини	32 %	1,52	0,92
ИК-4-25	–	–	2,03	0,97

Из рассмотренных методов синтеза наилучшим образом позволяет формировать структуру шпинели метод соосаждения из азотнокислых солей Cu и Al карбонатом натрия, также можно выделить нанесение-осаждение в условиях гидролиза мочевины на гранулы, которое позволяет получать следы шпинельной фазы, несмотря на относительно низкую температуру отжига 500 ^{o}C. Полученные образцы превосходят по активности и не уступают по термостабильности коммерческому образцу сравнения. Предложенные методы имеют перспективу дальнейших исследований и изучения влияния параметров синтеза на структуру и свойства соединения, что со временем поможет улучшить технологию получения шпинельных керамических соединений на основе алюмината меди.

Библиографический список

1. Балкевич В. Jl. Техническая керамика: Учеб. пособие для втузов. – 2-е изд., перераб, и доп. – М.: Стройиздат, 1984.-256 е., ил.

2. Вест А. Химия твердого тела. Теория и приложения. ч. 2. Перевод под ред. Академика Ю.Д.Третьякова. М.: Мир. 1988. 336 с.

3. Tanaka Y., Utaka T., Kikuchi R., Sasaki K., Eguchi K. Water gas shift reaction over Cu-based mixed oxides for CO removal from the reformed fuels // Appl. Catal. A: General. 2003. V. 242. N 2. P. 287-295

4. Yurieva T.M., Kustova G.N., Minyukova T.P., Poels E.K., Bliek A., Demeshkina M.P., Plyasova L.M., Krieger T.A., Zaikovskii V.I. Non-hydrotermal synthesis of copper-, zinc- and copper-zinc hydrosilicates // Mater. Res. Innov. – 2001. – Vol. 5. - N 1. – P. 3-11.

5. Д.И.Потемкин, П.В.Снытников, В.П.Пахарукова, Г.Л.Семин, Э.М.Мороз, В.А.Собянин. Оксидные медноцериевые катализаторы для очистки водородсодержащих смесей от CO, приготовленные методом Пекини. Кинетика и катализ 51(1)(2010) 129-135.

УДК 661.655

СОВРЕМЕННЫЕ ТЕНДЕНЦИИ В СИНТЕЗЕ ТУГОПЛАВКИХ ДИБОРИДОВ НЕКОТОРЫХ ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ

Крутский Ю.Л., Дюкова К.Д., Баннов А.Г., Антонова Е.В.

Новосибирский государственный технический университет, г. Новосибирск, Россия, j_krutskii@rambler.ru

Аннотация: *Представлены результаты исследования процессов синтеза диборидов титана, ванадия, хрома и циркония путем карбидоборного восстановления соответствующих оксидов с использованием нановолокнистого углерода. Изучены некоторые характеристики и свойства полученных материалов. Все они однофазны и состоят из диборидов микронных размеров с незначительным содержанием примесей.*

Ключевые слова*: диборид титана, ванадия, хрома, циркония, карбидоборное восстановление, нановолокнистый углерод.*

MODERN TRENDS IN THE SYNTHESIS OF REFRACTORY DIBORIDES SOME TRANSITION METALS

Krutskii Y.L, Dyukova K.D., Bannov A.G., Antonova E.V.

Novosibirsk State Technical University,
Novosibirsk, Russia, j_krutskii@rambler.ru

Abstract: *The results of the study of processes of titanium, vanadium, chromium and zirconium diboride's synthesis with boron carbide in the presense of nanofibrous carbon were presented. Some characteristics and properties of the materials obtained were studied. All of them have a micron sizes and insignificant maintenance of admixtures.*

Key words*: titanium, vanadium, chromium, zirconium diborides, reduction with boron carbide, nanofibrous carbon*

Промышленное применение диборидов титана, ванадия, хрома и циркония основано на их тугоплавкости, высоких значениях твердости, теплопроводности, а также стойкости в агрессивных средах [1]. Известно [2], что для синтеза боридов (в том числе боридов переходных металлов) используются следующие методы: синтез из элементов, боротермическое, карботермическое, карбидоборное и металлотермическое (обычно магнийтермическое) восстановление оксидов соответствующих металлов. Актуальность темы подтверждается наличием в базе данных электронной информационно-поисковой системы SciFinder химической реферативной службы (Chemical Abstracts Service) 8682 публикаций, имеющих отношение к применению этих соединений, и 1974 – к их получению. Для синтеза из элементов и боротермического восстановления применяется сравнительно дорогой элементный бор. При карботермическом процессе вследствие высокой летучести оксида бора необходимо очень точно корректировать состав шихты, иначе получается продукт с высоким содержанием примесей. Для осуществления магнийтермического синтеза вследствие низкой температуры кипения магния процесс приходится проводить при высоком давлении аргона. Продукты реакции необходимо подвергать обработке минеральными кислотами для удаления оксида магния. По этим причинам для крупномасштабного производства этих соединений наиболее перспективно карбидоборное восстановление с использованием в качестве углеродного материала сажи или графита. Однако следует отметить, что сведения о влиянии вида углеродного материала, а также чистоты и дисперсности карбида бора на параметры процессов синтеза рассматриваемых соединений в литературе ограничены. В частности практически полностью отсутствует информация об использовании в качестве реагентов нановолокнистого углерода (НВУ), полученного каталитическим разложением легких углеводородов [3] и высокодисперсного карбида бора с незначительным содержанием примесей.

Данная работа посвящена исследованию процессов синтеза диборидов титана, ванадия, хрома и циркония карбидоборным процессом при использовании в качестве углеродного материала НВУ. НВУ представляет собой гранулы с размером частиц 4 – 8 мм. Они образованы плотно переплетенными волокнами с диаметром 30-100 нм и сравнительно легко растираются в порошок. НВУ достаточно чист – примеси представляют собой остатки исходного катализатора (90 % Ni/10 % Al_2O_3), содержание которых не превышает 1 % масс. Удельная поверхность НВУ находится на уровне 140 – 160 $м^2/г$, то есть существенно выше, чем у ламповой сажи.

Для приготовления шихт использовались оксиды TiO_2, V_2O_3, Cr_2O_3, ZrO_2, НВУ (растертый в порошок и просеянный через сито с размером ячейки – 100 мкм) и высокодисперсный порошок карбида бора с размером частиц менее 1 мкм и содержанием примесей не более 1,5 % масс. [4].

Шихты для получения диборидов готовились по стехиометрии на реакции:

$$2TiO_2 + B_4C + 3C = 2TiB_2 + 4CO. \quad (1)$$

$$V_2O_3 + B_4C + 2C = 2VB_2 + 3CO. \quad (2)$$

$$Cr_2O_3 + B_4C + 2C = 2CrB_2 + 3CO. \quad (3)$$

$$2ZrO_2 + B_4C + 3C = 2ZrB_2 + 4CO. \quad (4)$$

Исходные порошки перемешивали и совместно просеивали через сито с размером ячейки – 100 мкм.

Температуры начала восстановления (при давлении CO 0,1 МПа) для этих реакций, определенные по справочным данным [1, 5, 6] составляют, К: 1250, 1520, 1200 и 1670, соответственно. С

учетом вероятности образования низших оксидов и возможных кинетических затруднений эти процессы исследовались при более высоких температурах.

Синтез этих соединений проводился в индукционной печи тигельного типа в среде аргона – для предотвращения нежелательного азотирования карбида бора при высоких температурах. Шихту массой 20-25 г засыпали в тигли из стеклоуглерода, помещаемые в кварцевый реактор. Через реактор, вставляемый в индуктор, продувался аргон. Время синтеза во всех экспериментах составляло 20 минут. Степень полноты прохождения реакций определялась сравнением расчетной и экспериментальной убыли массы.

Продукты реакций исследовали рентгенофазовым анализом на дифрактометре ДРОН-3 с использованием Cu K_α-излучения (λ= 0,15406 нм).

Определение содержания общего бора, боридообразующих элементов и примесей других элементов выполнялось методом атомно-эмиссионной спектроскопии с индуктивно-связанной плазмой (АЭС-ИСП) на спектрометре IRIS Advantage (Chermo Jarrel Ash Corporation, USA). Кроме того, содержание боридообразующих элементов определялось рентгеноспектральным флуоресцентным методом на анализаторе ARL Advant`x с Rh-анодом рентгеновской трубки.

Морфологию поверхности и элементный состав образцов изучали методом сканирующей электронной микроскопии на электронном микроскопе S-3400N производства фирмы «Hitachi», оборудованном приставкой для энергодисперсионного анализа производства фирмы «Oxford Instruments». Микрофотографии поверхности образцов были получены в режиме низкого вакуума детектором обратно-рассеянных электронов и детектором вторичных электронов.

Удельная поверхность образцов определялась на приборе Quantachrom NOVA 2200e в диапазоне относительных давлений от 0,005 до 0,995 и рассчитывалась по многоточечному методу БЭТ.

Седиментационный анализ выполнен на лазерном анализаторе частиц MicroSizer 201.

Тугоплавкие соединения и изделия из них обычно эксплуатируют в экстремальных условиях, в том числе и в окислительных средах [7]. Поэтому стойкость их к действию кислорода при высоких температурах является важным свойством. Термоокислительную стабильность полученных образцов определяли с использованием прибора синхронного термического анализа NETZSCH STA 449 *Jupiter*. В ходе анализа проводили окисление образцов в атмосфере кислорода при нагревании до температуры 1000 ^oC со скоростью 10 ^oC/мин и выдерживании при температуре 1000 ^oC в течение 2 часов для полноты протекания реакции окисления.

Расчетная убыль массы при осуществлении процессов боридообразования составляет для реакций № 1-4, % масс.: 44,44; 36,52; 36,21 и 33,14, соответственно. Установлено, что оптимальными температурами процессов, при которых экспериментальные потери массы практически совпадают с расчетными, для этих реакций являются, ^oC: 1600, 1500, 1700 и 1600, соответственно.

По данным РФА установлено, что продукты реакций, полученные при оптимальных температурах, во всех случаях однофазны и состоят из диборидов титана, ванадия, хрома и циркония. Отсутствие фаз оксидов и карбида бора дополнительно свидетельствует о полноте протекания реакций. Содержание боридообразующих элементов и бора в синтезированных образцах, определенное методом АЭС-ИСП, близко к расчетному (таблица 1).

Таблица 1 – Результаты элементного анализа синтезированных образцов

Образец	Расчетное содержание, % масс.		Определенное содержание, % масс.		
	Ti, V, Cr, Zr	B	Ti, V, Cr, Zr	$B_{общ}$	Примеси
TiB_2	68,57	31,43	67,3	31,4	1,72
VB_2	69,86	30,14	68,1	30,5	1,19
CrB_2	70,27	29,73	68,1	31,0	1,65
ZrB_2	80,63	19,47	79,8	18,2	1,05

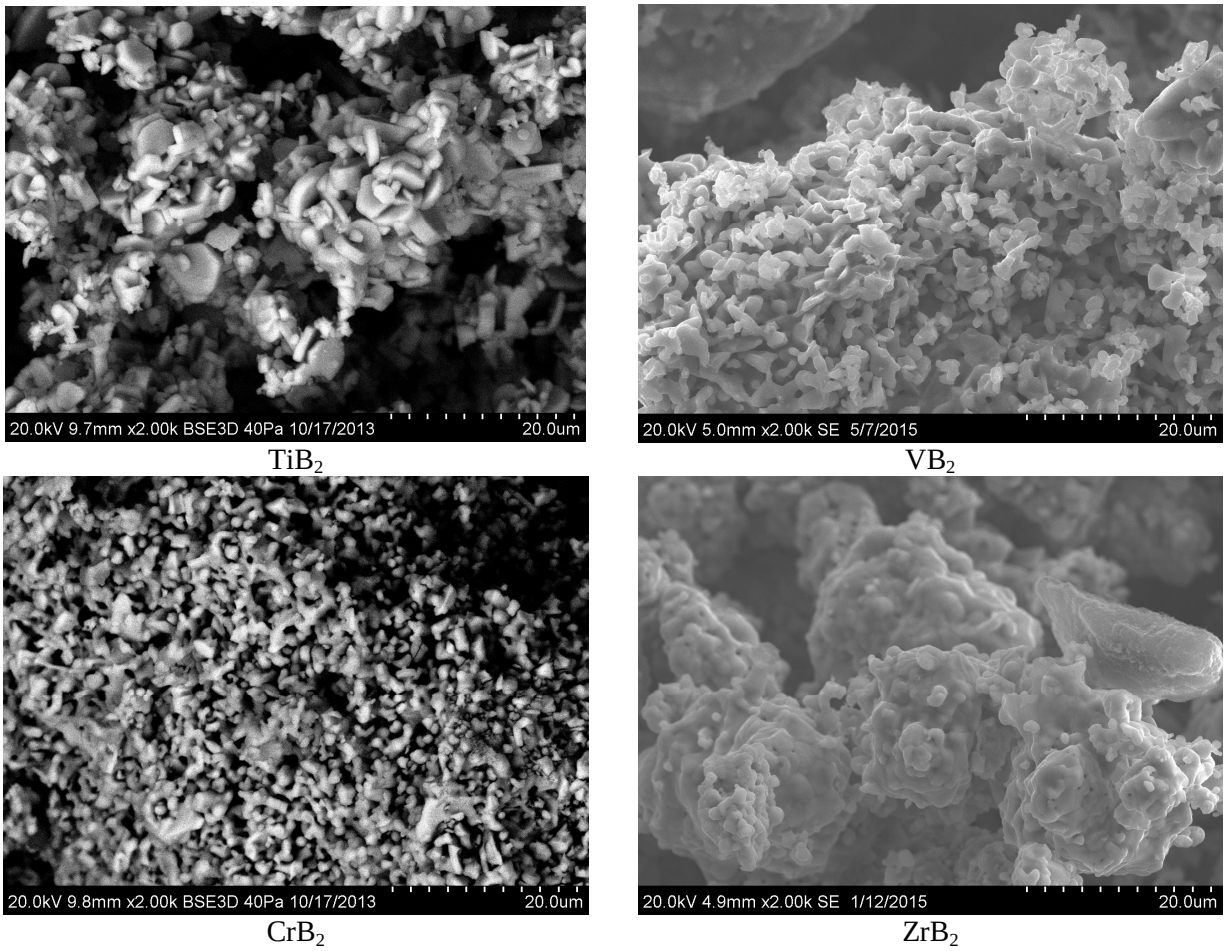
Результаты определения содержания боридообразующих элементов в образцах, определенные рентгеноспектральным флуоресцентным методом, практически такие же.

На рисунке 1 приведены электронные микрофотографии образцов.

Частицы диборидов имеют неправильную форму с сопоставимыми размерами во всех измерениях (3 – 7 мкм) и в основном агрегированы. Размеры агрегатов диборида циркония больше. По данным энергодисперсионного анализа они состоят преимущественно из боридообразующих элементов и бора.

Удельная поверхность образцов диборидов титана, ванадия, хрома и циркония, синтезированных при оптимальных температурах, составляет, $м^2/г$: 2,4; 2,0; 2,2 и 1,8 соответственно. В процессах порошковой металлургии [8] дисперсными считаются порошки с величиной удельной поверхно-

сти до 1 $м^2$/г. Это дает основание считать полученные в данной работе порошки высокодисперсными или микрокристаллическими.



TiB_2 VB_2

CrB_2 ZrB_2

Рисунок 1 – Электронные микрофотографии образцов

По результатам седиментационного анализа частицы/агрегаты полученных диборидов характеризуются широким диапазоном распределения частиц. Значения d_{50} (средний размер 50 % частиц) для диборидов титана, ванадия, хрома и циркония составляют, мкм: 8,05; 9,78; 8,29 и 14,50, соответственно.

При нагреве синтезированных диборидов титана, хрома и циркония в кислороде термодинамически наиболее вероятно протекание следующих реакций [9]:

$$2TiB_2 + 5O_2 = 2TiO_2 + 2B_2O_3. \quad (5)$$

$$4CrB_2 + 9O_2 = 2Cr_2O_3 + 4B_2O_3. \quad (6)$$

$$2ZrB_2 + 5O_2 = 2ZrO_2 + 4B_2O_3. \quad (7)$$

Результаты термического анализа приведены в таблице 2.

Таблица 2 – Результаты термического анализа

Образец	Прирост массы, %		Температура начала окисления, °С
	Экспериментальный	Расчетный	
TiB_2	82	114,3	450
CrB_2	43	97,3	400
ZrB_2	62	70,8	500

Таким образом, при достижении температуры 1000 °С все исследованные бориды окисляются частично. Это связано с защитным действием образующейся жидкой пленки из оксида бора.

Предварительные технико-экономические расчеты показали, что цена полученных диборидов

при существующем в настоящее время (осень 2015 г.) курсе валют в 5-6 раз ниже цен зарубежных поставщиков (группа компаний «Goodfellow») аналогичной продукции.

Библиографический список

1. Свойства, получение и применение тугоплавких соединений: Справочное издание / под ред. Т.Я. Косолаповой. – М.: Металлургия, 1986. – 928 с.

2. Серебрякова Т.И., Неронов В.А., Пешев П.Д. Высокотемпературные бориды. – М.: Металлургия, Челябинское отделение, 1991. – 368 с.

3. G.G. Kuvshinov, Yu.I. Mogilnykh, D.G. Kuvshinov, D.Yu. Yermakov, M.A. Yermakova, A.N. Salanov, N.A. Rudina. Mechanism of Porous Filamentous Carbon Granule Formation on Catalytic Hydrocarbon Decomposition. Carbon 37 (1999), pp.1239 – 1246.

4. Крутский Ю.Л. , Баннов А.Г., Соколов В.В., Шинкарев В.В., Ухина А.В., Максимовский Е.А., Пичугин А.Ю., Соловьев Е.А., Дюкова К.Д., Крутская Т.М., Кувшинов Г.Г. Синтез высокодисперсного карбида бора из нановолокнистого углерода // Российские нанотехнологии. – 2013. – № 3 – 4. – С. 21 – 27.

5. Физико-химические свойства окислов: Справочник / под ред. Г.В. Самсонова. – М.: Металлургия, 1978. – 472 с.

6. Самсонов Г.В., Виницкий И.М. Тугоплавкие соединения. Справочник. – М.: Металлургия, 1976. – 560 с.

7. Григорьев О.Н. Керамика и керметы на основе тугоплавких бескислородных соединений // Порошковая металлургия. – 2012. – №11/12. – С. 100-116.

8. Кипарисов С.С., Либенсон Г.А. Порошковая металлургия. – М.: Металлургия, 1980. – 496 с.

9. Войтович Р.Ф., Пугач Э.А. Окисление тугоплавких соединений. Справочник. – М.: Металлургия, 1978. – 112 с.

УДК.669.018.4

СИНТЕЗ ВЫСОКОДИСПЕРСНОГО ПОРОШКА ДИБОРИДА ХРОМА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ НАНОВОЛОКНИСТОГО УГЛЕРОДА

Чушенков В.И., Крутский Ю.Л., Квашина Т.С.

Новосибирский государственный технический университет, г. Новосибирск, Россия, chushenkov.vladislav@mail.ru

Аннотация: *В данной работе описан процесс получения высокодисперсного порошка диборида хрома с использованием нановолокнистого углерода. Применив такие методы анализа, как рентгенофазовый анализ, атомно-эмиссионная спектроскопия, растровая электронная микроскопия и термический анализ, определили основные качества и свойства полученных образцов.*

Ключевые слова: *нановолокнистый углерод, синтез диборида хрома, карбидоборное восстановление.*

THE FINE POWDER CHROMIUM DIBORIDE SYNTHESIS WITH NANOFIBER CARBON

Chushenkov V.I., Krutskii J.L., Kvashina T.S.

Novosibirsk state technical university, Novosibirsk, Russia, chushenkov.vladislav@mail.ru

Abstract: *The fine powder chromium diboride synthesis with nanofiber carbon is described in this article. Having such analysis methods as X-ray analysis, atomic emission spectroscopy, scanning electron microscopy and thermal analysis we have determined common properties and characteristics of the obtained materials.*

Key words: *nanofiber carbon, diboride chromium synthesis, boron carbide reducing reaction.*

Соединения металлов с бором – бориды – представляют собой очень важный и обширный класс неорганических соединений, отличающихся тугоплавкостью, высокой химической стойкостью

в различных агрессивных средах, а также высокими показателями электро- и теплопроводности. Одним из наиболее важных представителей боридов является диборид хрома CrB_2 [1].

В Новосибирском государственном техническом университете на кафедре химии и химической технологии проводят реакции синтеза водорода методом селективного каталитического пиролиза легких углеводородов. Одним из продуктов процесса является нановолокнистый углерод (НВУ), обладающий рядом уникальных свойств, по сравнению с обычным углеродным материалом (сажей). В частности, он имеет высокое значение удельной поверхности (~200 $м^2/г$) [2]. Именно НВУ был использован для синтеза CrB_2. Также в реакции синтеза в качестве реагента выступили высокодисперсные порошки карбида бора B_4C [3] и оксида хрома (III) Cr_2O_3 с размером частиц менее 1 мкм.

Преимуществом использования НВУ является то, что на выходе получается высокодисперсный порошок диборид хрома, практически не содержащий каких-либо примесей, в этом и заключается актуальность проводимых экспериментов.

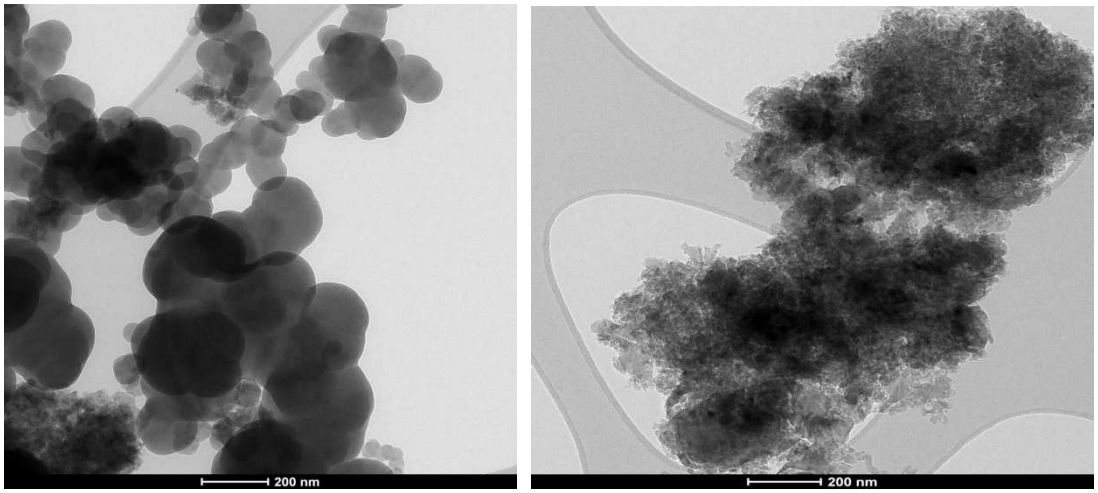
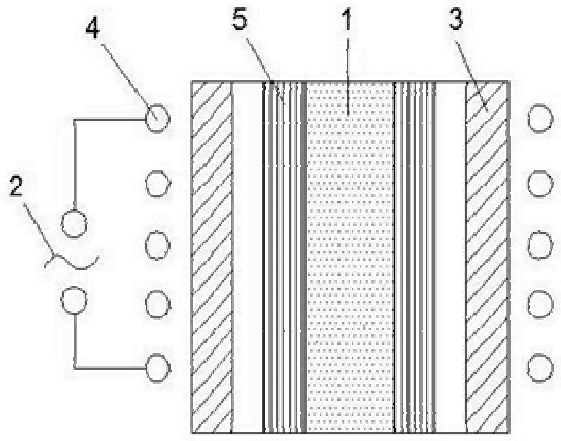


Рисунок 1 – Снимки просвечивающей электронной микроскопии углеродных материалов (слева – сажа, справа – НВУ)

Шихта для карбидоборного синтеза CrB_2 готовилась в соответствии со стехиометрией для реакции:

$$Cr_2O_3 + B_4C + 2C = 2CrB_2 + 3CO. \quad (1)$$

Полученная шихта засыпалась в тигель из стеклоуглерода, далее тигель помещался в кварцевый химический реактор, который, в свою очередь, помещался в индукционную печь тигельного типа. Синтез диборида хрома проходил в среде аргона, он необходим для того, чтобы избежать нежелательного азотирования карбида бора при высоких температурах.



1 – нагреваемое тело (шихта), 2 – источник питания, 3 – кварцевый реактор, 4 – индуктор, 5 – промежуточное нагреваемое тело (тигель)

Рисунок 2 – Схема устройства индуктора с химическим реактором

Было проведено три реакции синтеза при температурах 1300, 1500 и 1700°С, время выдержки в печи 20 минут. Из реакции карбидоборного синтеза диборида хрома (1) можно заметить, что в качестве побочного продукта реакции выступает монооксид углерода CO, поэтому синтез CrB_2 сопровождается убылью массы. Экспериментальная убыль массы составила 24,41 %; 31,12 %; и 36,08 % для различных температур соответственно, а в свою очередь расчетная составила 36,2 %. Экспериментальная убыль массы при температуре 1700 °С очень близка к расчетной, что говорит о практически полном протекании процесса синтеза CrB_2.

Рентгенофазовый анализ (рисунок 3.) показал, что практический чистый однофазный продукт был получен при температуре 1700 °С. На дифрактограммах образцов, полученных при температуре ниже 1700 °С, наблюдаются пики CrB, Cr_3B_4 и CrB_2. Это говорит о том, что, предположительно, процесс образования диборида хрома проходит через постепенное образование фаз $Cr_2B \rightarrow Cr_5B_3 \rightarrow CrB \rightarrow Cr_3B_4 \rightarrow CrB_2$.

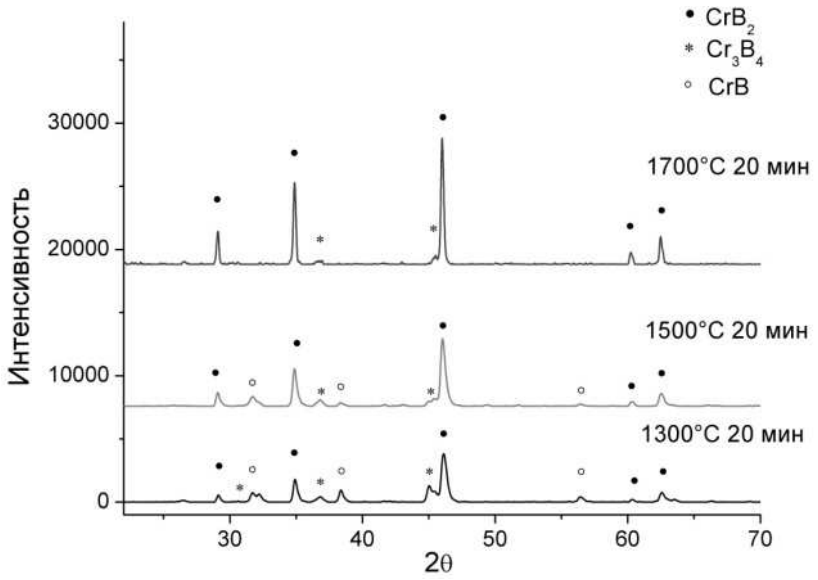


Рисунок 3 – Дифрактограммы образцов диборида хрома

Так как было установлено, что до конца прореагировал только один образец (при 1700 °С), дальнейшим испытаниям подвергался только он.

Результатами атомно – эмиссионной спектроскопии установлено, что примеси в полученном образце CrB_2 содержатся на уровне 1,5 %.

По данным растровой электронной микроскопии (рисунок 4.) установлено, что частицы диборида хрома агрегированы, имеют удлиненную форму с округлыми краями. Диаметр частиц находится на уровне 2 мкм, длина достигает 4 мкм.

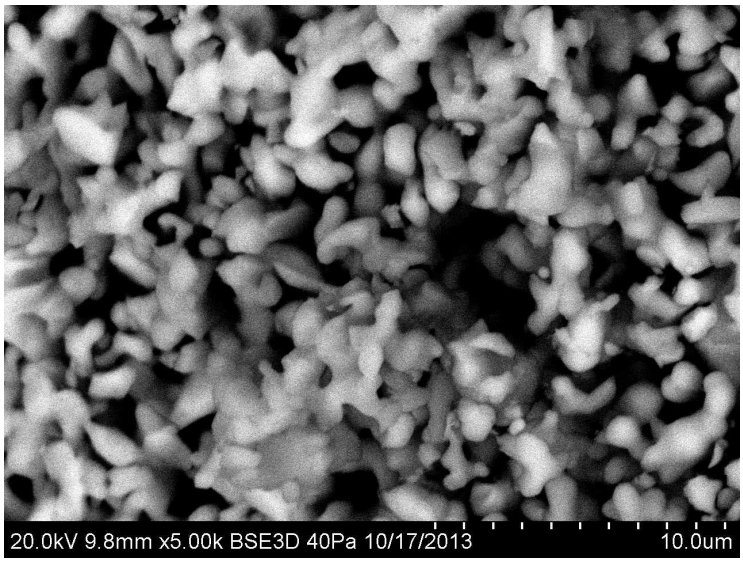


Рисунок 4 – Снимок растровой электронной микроскопии полученного образца диборида хрома

Как было сказано ранее, диборид хрома очень устойчив к окислению в агрессивных средах, в частности, к окислению кислородом, поэтому было решено провести термический анализ полученного образца CrB_2 [1].

Стоит отметить, что при окислении всех боридов при температуре ~450 °С образуется бороксидная пленка B_2O_3, которая препятствует дальнейшему окислению, это и характеризует высокую коррозионную стойкость диборида хрома. Заметное окисление боридов наблюдается лишь при температуре ~1200 °С, когда становится заметной летучесть B_2O_3 [4].

По результатам термического анализа (рисунок 5) полученный образец диборида хрома начинает окисляться при температуре 498 °С, а при выдержке при температуре 1000 °С в течение 3 часов он окисляется на 44 %. Процесс окисления характеризуется тремя пиками тепловыделения. Максимальное тепловыделение наблюдается при температуре 719 °С, второй и третий пики образуются при температурах 882 и 999 °С.

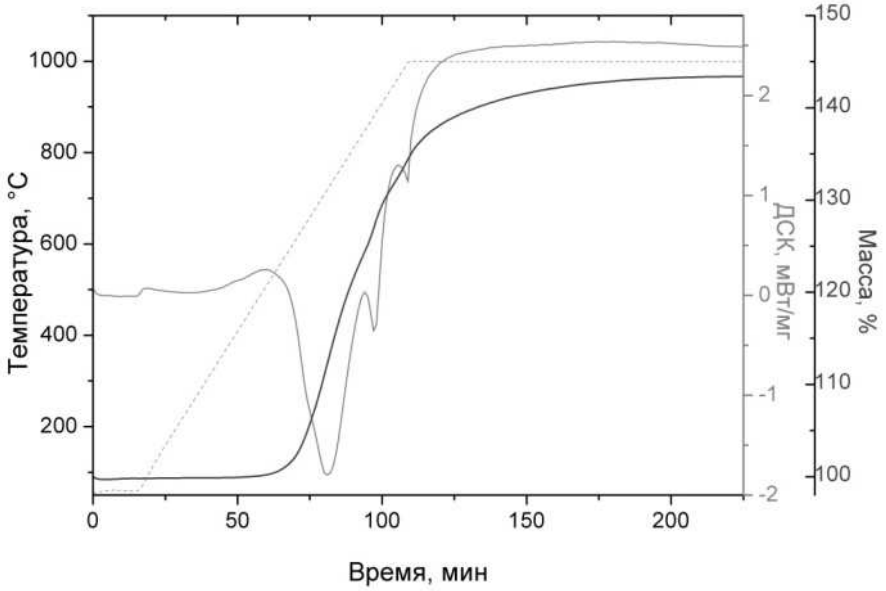


Рисунок 5 – ТГ–ДСК кривые образца диборида хрома

Также был составлен экономический расчет на получение порошкообразного диборида хрома в индукционной печи тигельного типа (таблица 1).

Задавшись основными параметрами, а именно: относительной стоимостями электроэнергии по НСО, исходных и расходуемых материалов, производимых работ по процессу синтеза и т.д., получили следующие значения экономического расчета:

Таблица 1 – Экономический расчет

Статьи затрат	Цена, руб.
Сырье и материалы (оксид хрома, карбид бора, НВУ, аргон, вода)	38419,45
Электроэнергия	959,2
Заработная плата сотрудникам	12000,00
Единый социальный налог (30,2 % от заработной платы)	3624,00
Расходы на содержание и эксплуатацию оборудования	240,00
Накладные расходы	240,00
Себестоимость 7,100 кг диборида хрома	55482,65
Себестоимость 1 кг диборида хрома	7814,46
Рентабельность (10 % от себестоимости)	781,45
Цена 1 кг диборида хрома	8595,91
Цена 1 кг диборида хрома с НДС (20 %)	10315,09

Как можно заметить, при наших мощностях и основных ценовых параметрах стоимость CrB_2 составляет 10315 рублей, такая цена могла бы быть очень конкурентоспособной на рынке. Для сравнения, стоимость аналогичного порошка от американского поставщика GoodFellow составляет порядка 146000 за 1 кг [5].

Таким образом, проанализировав полученные результаты, можно сделать вывод, что НВУ является очень хорошим и перспективным материалом для получения высокодисперсного, практически чистого порошка CrB_2 карбидоборным методом.

Нельзя не оставить без внимания тот факт, что почти все практические показатели соответствовали тому, что утверждается теорией, а значит можно сделать вывод, что вышеуказанный метод синтеза порошка диборида хрома является не только актуальным, но и достаточно грамотным и легко достижимым.

Библиографический список

1. Косолапова Т.Я., Свойства, получение и применение тугоплавких соединений. Справочное издание, М.: Металлургия, 1986, 928 с.

2. Kuvshinov G.G. Mechanism of porous filamentous carbon granule formation on catalytic hydrocarbon decomposition / G.G. Kuvshinov, Yu.I. Mogilnykh, D.G.Kuvshino, D.Yu.Yermakov, M.A.Yermakova, A.N. Salanov, N.A.Rudina. – Carbon. 1997. V. 37. – p. 1239–1246.

3. Krutskii Y.L., Bannov A.G., Sokolov V.V. a.o. Synthesis of highly dispersed boron carbide from nanofibrous carbon. Nanotechnologies in Russia, 2013, V.8, iss. 3–4, P. 191–198.

4. Самсонов Г.В., Серебрякова Т.И., Неронов В.А. Бориды. М., Атомиздат, 1975. – 376 с.

5. www.goodfellow.com

УДК 621.762

ПОЛУЧЕНИЕ ИЗДЕЛИЙ ИЗ АЛЮМИНИЯ ПОРОШКОВЫМ МЕТОДОМ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ НАНОМОДИФИКАТОРОВ ПРОЧНОСТИ (УНТ)

Кузьмин М.П., Иванов Н.А., Кондратьев В.В., Кузьмина М.Ю., Сарапулов И.А.

Иркутский национальный исследовательский технический университет, г. Иркутск, Россия, mike12008@yandex.ru

***Аннотация**: Отработан метод компактирования алюминиевого порошка с предварительным нагревом навески и пресс-формы до температуры 600 °С. Исследовано влияние модифицирования алюминия углеродными нанотрубками в количестве 0,01 – 1 % (масс.). Исследованы микроструктура, фазовый состав, а также механические и электрические свойства полученных образцов.*

***Ключевые слова:** алюминий, алюминиевый порошок, порошковая металлургия, углеродные нанотрубки, наномодификаторы, прессование*

OBTAINING OF ALUMINUM PRODUCTS BY POWDER METHOD WITH NANOMODIFIERS OF STRENGTH (CNT)

Kuz'min M.P., Ivanov N.A., Kondratiev V.V., Kuz'mina M.Y., Sarapulov I.A.

Irkutsk national research technical university Irkutsk, Russia, mike12008@yandex.ru

***Abstract**: The method aluminum powder compaction with advance sample and press-form heating up to 600 °C has been developed. The influence of aluminum modifying with carbon nanotubes of 0.01 – 1 % (wt.) has been studied. The microstructure, phase composition, as well as mechanical and electrical properties of the sample have been analyzed.*

***Key words**: aluminum, aluminum powder, powder metallurgy, carbon nanotubes, nanomodifiers, presswork*

Введение

Развивающиеся технологии современного машиностроения требуют разработки новых конструкционных материалов, способных обеспечить достаточный уровень прочности и одновременно малый вес изделий.

Известно, что углеродные нанотрубки (УНТ) обладают уникальными физико-химическими свойствами [1], в связи с этим они могут быть использованы в качестве наномодификаторов. Их вве-

дение в различные сплавы (алюминиевые, магниевые, литиевые) может существенно повысить износостойкость, прочность и трещиностойкость готовой продукции.

Методика получения изделий

Для получения композиционного материала на металлической основе использовался порошок технического алюминия ПАП-2 (ГОСТ 5494-95), полученный на предприятии «СУАЛ–ПМ» Объединённой компании РУСАЛ. Исследование исходного алюминиевого порошка методом сканирующей электронной микроскопии с помощью микроскопа JIB-4500 Multibeam компании «JEOL» показало, что размер частиц находится в диапазоне от 1 до 5 мкм (рисунок 1).

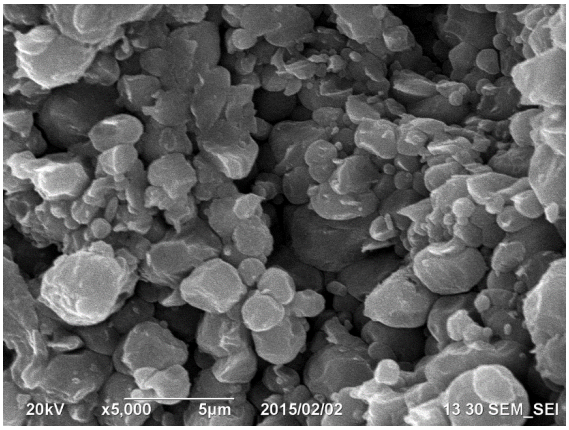


Рисунок 1 – Размер частиц алюминиевого порошка

С помощью рентгено-флуоресцентного спектрометра S8 TIGER компании «BRUKER» (Германия) определено, что содержание примесей в исходном алюминиевом порошке не превышает 1 %, что согласуется с ГОСТ 11069-2001.

Для упрочнения алюминиевой матрицы были выбраны многослойные пакетированные нанотрубки производства фирмы Aldrich (Швейцария). Используемые углеродные нанотрубки произведены методом химического осаждения из газовой фазы (CVD). Внутренний диаметр нанотрубок по данным производителя находится в интервале 5 – 10 нм, наружный – 20 – 40 нм. Длина нанотрубок составляет 2 – 20 мкм.

Углеродные нанотрубки (в количестве 1; 0,5; 0,1; 0,05; 0,01 % (масс.)) смешивались с алюминиевым порошком. Перемешивание смеси производились в яшмовой ступке в течение 20 мин. Затем методом ультразвукового перемешивания осуществлялось усреднение смеси [1].

Полученная смесь засыпалась в пресс-форму типа «поршень–цилиндр», изготовленной из инструментальной стали HRC 62-64, которая помещалась в предварительно нагретую до 600 °С муфельную шахтную печь – СШОЛ 8/11. Пресс-форма выдерживалась в печи при заданной температуре в течение 10 минут, после чего осуществлялось прессование. Прессование полученной смеси проводилось на гидравлическом прессе модели П6324Б УХЛ 4.1 Тамбовского завода технологического оборудования с максимальным усилием 250 кН. Полученные образцы представляли собой «таблетки» диаметром 25 мм и высотой 4 мм.

Испытания на твердость проводились методом Бринелля (НВ) твердосплавным шариком диаметром 5 мм при нагрузке 98 Н (универсальный твердомер Zwick/Roell ZHU 250). С помощью испытательной машины серии AG-X компании «Shimadzu» с максимальной нагрузкой 500 кН проводились измерения модуля упругости, разрывной нагрузки и разрывного удлинения образцов.

Электропроводность образцов измерялась при комнатной температуре четырёхзондовым методом (Ван дер Пау) с помощью системы для измерения эффекта Холла «HL5500PC».

Для изучения фазового состава образцов применялся рентгеноструктурный анализ с использованием рентгеновского дифрактометра XRD–7000 компании «Shimadzu».

Результаты и обсуждение

В ходе работы в первую очередь отрабатывался механизм прессования алюминиевых порошков без добавления углеродных нанотрубок. Прессование осуществлялось как без предварительного температурного воздействия, так и при выдержке алюминиевого порошка внутри пресс-формы в течение 10 – 20 мин при температурах 400, 500, 600 °С. Обнаружено, что образцы, полученные прессованием без температурного воздействия, обладают крайне низкой прочностью, что ограничивает использование данного метода для получения конструкционных изделий.

Температура, при которой эффективность прессования является максимальной, составляет

2/3 от температуры плавления металла – основы [2, 3]. Поскольку в работе нагрев алюминиевого порошка осуществлялся до начала прессования, температура нагрева принята 600 °С.

Для проведения сравнительных исследований свойств образцов, полученных горячим прессования, были отлиты образцы аналогичного размера из алюминия марки А8.

Значения электросопротивления образцов составили 0,65 и 0,35 Ом для прессованного и литого образца, соответственно. Увеличение электросопротивления образца, полученного горячим прессованием алюминиевого порошка, объясняется неоднородностью его структуры [4, 5].

Прочностные свойства образцов представлены в таблице 1.

Таблица 1 – Прочностные свойства образцов алюминия, полученных литьём и горячим прессованием

Образец	Модуль упругости, Н/мм^2	Разрывная нагрузка, Н	Максимальная сила, Н	Разрывное удлинение, мм
Литой	1347,57	1733,00	1872,04	2,164
Прессованный	1309,52	1381,42	1386,24	0,490

Полученные данные показали, что модуль упругости литого и прессованного образцов незначительно отличается друг от друга, однако разрывная нагрузка, характеризующая наибольшее усилие, выдерживаемое материалом до разрушения, у прессованного образца значительно ниже, чем у литого. Разрывное удлинение литого образца более чем в 4 раза превышает разрывное удлинение прессованного, что свидетельствует о низкой пластичности образца, полученного методом горячего прессования.

Исследование микроструктуры образцов проводилось с помощью электронного микроскопа в режиме обратно рассеянных электронов при увеличении х 180, 1000 и 5000. Микроструктура литого и прессованного образцов значительно отличаются друг от друга (рисунок 2). На рисунке 2, а наблюдается целостная дендритная структура металла, а на рисунке 2, б – зернистая структура, состоящая из тонкодисперсных частиц алюминиевого порошка.

а б

а – литой образец; б – прессованный образец

Рисунок 2 – Микроструктура образцов при увеличении х 1000

Получение качественных образцов композиционного материала на основе алюминия и углеродных нанотрубок осложняется действием ряда факторов:

– высокая склонность нанотрубок к образованию агломератов препятствует их равномерному распределению между частицами алюминия;

– высокая поверхностная энергия наночастиц препятствует формированию качественных монолитных образцов;

– технология прессования малоэффективна при формировании образцов с наночастицами.

При смешении углеродных нанотрубок с алюминиевым порошком данные проблемы решались с помощью:

– введения углеродных нанотрубок в алюминиевый порошок в количестве, не превышающем 1 % (масс.);

– консолидации нанотрубок в яшмовой ступке в течение 20 мин;

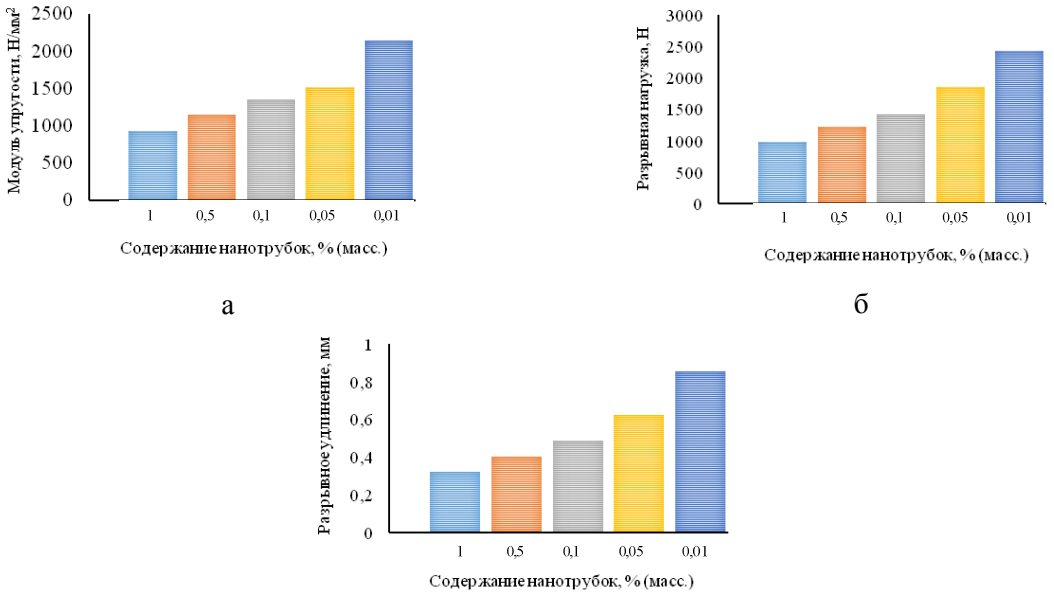
– применения ультразвукового перемешивания;

– предварительного температурного воздействия (без доведения алюминиевого порошка до

температуры плавления – 660 °С, а углеродных нанотрубок до стадии карбонизации – 720 °С [4]).

В ходе работы были подготовлены образцы алюминия с содержанием УНТ в количестве 1; 0,5; 0,1; 0,05; 0,01 % (масс.). Кроме того, были изготовлены контрольные образцы, не содержащие углеродных нанотрубок.

Оценка механических свойств образцов осуществлялась по показателям прочности (модуль упругости, разрывная нагрузка), пластичности (разрывное удлинение). Результаты механических испытаний образцов алюминия, модифицированного углеродными нанотрубками, полученных в ходе горячего прессования с температурой предварительного нагрева 600 °С, представлены на рисунке 3.



а – модуль упругости; б – разрывная нагрузка; в – разрывное удлинение

Рисунок 3 – Механические свойства композиционных материалов на основе алюминия

Значения модуля упругости образцов свидетельствуют о том, что прочность композиционных материалов возрастает с уменьшением количества вводимых углеродных нанотрубок (рисунок 3, а). При содержании УНТ в количестве 0,01 % (масс.) модуль упругости составил 2146 Н/мм^2, что более чем в 2 раза превышает значение модуля упругости при содержании нанотрубок – 1 % (масс.). Модуль упругости образцов алюминия, полученных без введения наномодификаторов, составил ~ 1300 Н/мм^2. Это свидетельствует о том, что введение в алюминий углеродных нанотрубок в количестве более 0,5 % (масс.) не приводит к увеличению модуля упругости. Однако при концентрации углеродных нанотрубок 0,01 % (масс.) модуль упругости образцов резко возрастает до 2146 Н/мм^2, что превышает его значение для литого образца (~ 1350 – 1500 Н/мм^2).

Измерения разрывной нагрузки образцов показали, что с уменьшением количества вводимых углеродных нанотрубок её значения возрастают (рисунок 3, б). При содержании углеродных нанотрубок в количестве 0,01 % (масс.) разрывная нагрузка достигает значения 2429 Н. Разрывная нагрузка образцов алюминия, полученных без введения наномодификаторов, составила ~ 1380 Н, а литых образцов ~ 1750 Н.

Полученные данные свидетельствуют о значительном улучшении механических свойств композиционных материалов «алюминий–нанотрубки» при содержании наномодификаторов в алюминиевой матрице – 0,05 – 0,01 % (масс.). Однако модифицирование алюминия углеродными нанотрубками не позволяет существенно повысить пластические свойства композиционных материалов по сравнению с образцами, полученными без использования наномодификаторов. При содержании нанотрубок 0,01 % (масс.) разрывное удлинение составило 0,855 мм, а без использования нанотрубок – 0,490 мм (рисунок 3, в). При этом разрывное удлинение литого образца составило 2,164 мм.

Электросопротивление образцов алюминия, модифицированных углеродными нанотрубками, при снижении их концентрации уменьшается. При концентрации нанотрубок в алюминиевой матрице 1 – 0,5 % (масс.) электросопртивление образцов составляет ~ 0,6 Ом, при концентрации 0,1 – 0,01 % (масс.) его значения снижаются до ~ 0,4 Ом.

Методом сканирующей электронной микроскопии исследована микроструктура образца алюминия, модифицированного углеродными нанотрубками (0,01 % (масс.)) и компактированного при начальной температуре 600 °С (рисунок 4). Микроструктура образца представляет собой равноосные зёрна алюминия формой, близкой к шестигранной, разделенные углеродсодержащими прослойками толщиной менее 1 мкм.

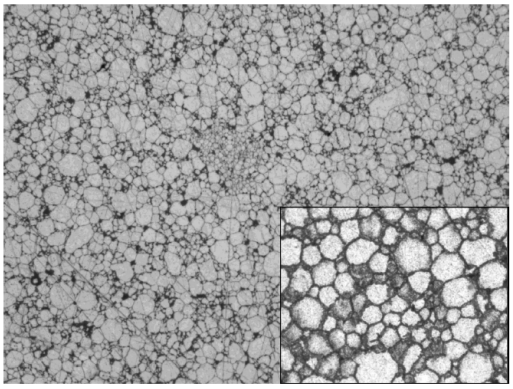


Рисунок 4 – Микрофотография образца алюминия, модифицированного УНТ, после компактирования

Для определения влияния добавок углерода на химическое состояние материала образцы были исследованы методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (рисунок 5).

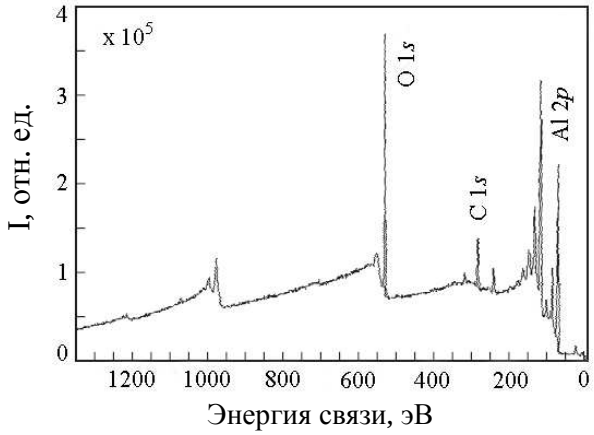


Рисунок 5 – Фотоэлектронные спектры поверхности образца алюминия с 0,01 % (масс.) УНТ, компактированного при t = 600 °С

Алюминий содержится в форме металлического алюминия и в виде оксида Al_2O_3 (рисунок 5). Среднее содержание кислорода варьирует от 2,7 до 3,5 % (масс.) и возрастает с увеличением количества углерода. Кислород находится преимущественно в форме оксида алюминия. Кроме того, в структуре образца присутствуют группы С–О, характерные для поверхностных слоев углеродных нановолокон [6].

Проведённые исследования показали, что наибольшей однородностью характеризуются образцы алюминия, содержащие малые добавки наночастиц (0,01 – 0,05 % (масс.) УНТ). Углеродные нанотрубки, содержащиеся в количестве более 0,1 % (масс.), являются причиной образования неоднородностей, возникающих вследствие формирования нанотрубками агломератов. Данная особенность имеет решающее влияние на снижение механических свойств получаемых композиционных материалов.

Заключение

Полученные результаты свидетельствуют о том, что введение углеродных нанотрубок в структуру алюминия способно существенно улучшить его свойства. Повышенный уровень механической прочности зафиксирован для алюминия, содержащего в своей структуре 0,01 – 0,05 % (масс.) многослойных углеродных нанотрубок. Углеродные нанотрубки (более 0,1 % (масс.)) являются причиной образования неоднородностей, возникающих вследствие формирования нанотрубками агломератов. Значения электросопротивления композиционных образцов, полученных горячим прессовани-

ем алюминиевого порошка, близки значениям литого алюминия. Единственным показателем, по которому композиционные материалы «алюминий–нанотрубки» уступают литым изделиям, является их пластичность. Одним из возможных путей решения этой проблемы является применение больших степеней деформации (методом аккумулированной прокатки), позволяющих разрушить оксидные плёнки по границам алюминиевых частиц, а также достижение сваривания матричного материала вокруг углеродных нанотрубок. При этом могут быть достигнуты повышенные значения прочности и износостойкости материала.

Библиографический список

1. Суздалев И.П. Нанотехнология: физико-химия нанокластеров, наноструктур и наноматериалов. – М.: КомКнига, 2006. – 592 с.

2. Харинская М.А., Кузяков В.Г. Горячее прессование ферритов. – М.: Электроника, 1977. – 44 с.

3. Горелик С.С., Бабич Э.А., Летюк Л.М. Формирование микроструктуры и свойств ферритов в процессе рекристаллизации. – М.: Металлургия, 1984. – 111 с.

4. Хасанов О.Л., Дэвис Э.С., Бигбаева З.Г. Методы компактирования и консолидации наноструктурных материалов и изделий. – Томск: Изд-во ТПУ, 2008. – 212 с.

5. Замешин А.А., Попов М.Ю., Медведев В.В., Перфилов С.А., Ломакин Р.Л., Буга С.Г., Денисов В.Н., Кириченко А.Н., Татьянин Е.В., Аксененков В.В., Бланк В.Д. Электропроводность нанофрагментированного и модифицированного фуллереном алюминия. ТРУДЫ МФТИ. – 2012. – Том 4, № 3. – С. 74–84.

6. Луц А.Р., Галочкина И.А. Алюминиевые композиционные сплавы – сплавы будущего: Учебное пособие. – Самара: Изд-во СамГТУ, 2013. – 82 с.

7. Кондратьев В.В., Немчинова Н.В., Иванов Н.А., Ершов В.А., Сысоев И.А. Новые технологические решения по переработке отходов кремниевого и алюминиевого производства // Металлург. – 2013. – № 5. – С. 13–16.

8. Афанасьев А.Д., Иванов Н.А., Ржечицкий А.Э., Кондратьев В.В. Наночастицы углерода в отходах производства алюминия и их модифицирующие свойства // Вестник ИрГТУ. – 2009. – № 4 (40). – С. 210–213.

9. Журавлёва А.С., Шнейдер А.Г., Колесников С.С. Ферромагнетизм и суперпарамагнетизм углеродного наноматериала «Таунит» // Вестник ИрГТУ. – 2011. – №10 (57). – С. 271–275.

УДК 669.24:548.5:004.9

ОСНОВНЫЕ МЕХАНИЗМЫ РОСТА КЛАСТЕРОВ МЕДИ ПРИ СИНТЕЗЕ МЕТОДОМ КОНДЕНСАЦИИ

Чепкасов И.В.

Хакасский государственный университет им. Н.Ф. Катанова, г. Абакан, Россия, ilya_chepkasov@mail.ru

Аннотация: *Процесс конденсации из газовой среды 85000 атомов Cu исследован методом молекулярной динамики с использованием потенциала сильной связи. Рассмотрены основные механизмы формирования нанокристаллических частиц в процессе конденсации атомов меди. Были определенны основные условия реализации различных сценариев формирования частиц и показана четкая зависимость формы кластера от температур столкновения первичных конгломератов.*

Ключевые слова: *конденсация, компьютерное моделирование, медь, нанокластеры.*

BASIC MECHANISMS OF GROWTH OF COPPER CLUSTERS THE SYNTHESIS BY CONDENSATION

I.V. Chepkasov

Khakas State University, Abakan, Russia, E-mail: ilya_chepkasov@mail.ru

Abstract: *Gas-phase condensation of 85000 copper atoms is examined by molecular dynamics simulation with a tight-binding potential. The general mechanisms of nanocrystalline particles in a process of*

free condensation of initial atoms of copper were examined. The general conditions of different types of forming of particles were defined and clear dependence of the form of the cluster from collision temperature of initial conglomerates was shown.

***Key words**: condensation, computer simulations, copper, nanoclusters.*

Возросший в последнее время интерес к разработке новых и совершенствованию уже имеющихся методик получения нанодисперсных материалов связан с тем, что именно этот класс технологических веществ находит все более широкое применение в качестве исходного сырья при производстве самых разнообразных наноустройств [1]. В первую очередь это обусловлено тем, что при переходе от объёмной фазы к состоянию с размером частиц менее 100 нм резко изменяется ряд фундаментальных свойств материала. Такое изменение физических свойств не могло не заинтересовать прикладную науку. Однако при этом оказалось не решена очень важная проблема получения наночастиц заданного размера, формы (полиэдрической, сферической или цепочечной) и достижения совершенства граничной структуры. С этой точки зрения именно компьютерное моделирование при использовании физически обоснованных потенциалов межатомного взаимодействия позволяет на атомном уровне выявить основные закономерности нуклеации, роста нанокластеров, последовательного и бездефектного формирования координационных оболочек.

Исходя из этого, в представляемой работе методом молекулярной динамики с использованием модифицированного потенциала сильной связи *(tight-binding*) [2] были изучены базовые механизмы, ответственные за формирование нанокластеров при процессах реального синтеза. В качестве имитируемого метода получения сверхмелкодисперсных материалов был выбран метод конденсации из газовой фазы, так как именно он играет важную роль при промышленном производстве различных наноматериалов [3].

Начальной точкой процесса конденсации была конфигурация, содержащая 85000 атомов Cu при начальной температуре T_i = 1000 К, достаточно характерной для процессов синтеза из газовой среды. Далее система охлаждалась с фиксированной скоростью до температуры жидкого азота (77 К). В зависимости от плотности пара и температуры окружающего пространства возможны различные механизмы роста кластеров. На наш взгляд, основным механизмом, влияющим на образование и рост кластеров из газовой фазы, являются процессы объединения (коагуляции) первичных частиц. Наиболее стабильные структуры получаются, когда первичные частицы сливаются в единый кластер сферичной формы. Такое возможно, если в процессе синтеза поверхностная диффузия столкнувшихся частиц проводит к массированному переносу материи, и как следствие, к полному объединению первичных кластеров.

Нами были рассмотрены процессы роста частиц в зависимости от времени конденсации. Было выявлено, что если процессы коалесценции протекают намного быстрее чем время между столкновениями кластерных фрагментов, то у частицы есть возможность для развития своей внешней формы в полноценную сферическую, как это показано на примере кластера Cu_{766} (рисунок 1). Даная частица сформировалась в результате столкновения и объединения первичных частиц Cu_{321} и Cu_{445}. Формирование единой формы в объеденной частице произошло из-за того, что процесс столкновения первичных кластеров Cu_{321} и Cu_{445} происходил на ранних стадиях конденсации (через примерно 0,2 нс моделирования), когда в системе еще сохранялась довольно высокое значение температуры, что и позволило столкнувшимся частицам полностью изменить свою форму за счет процессов диффузии атомов.

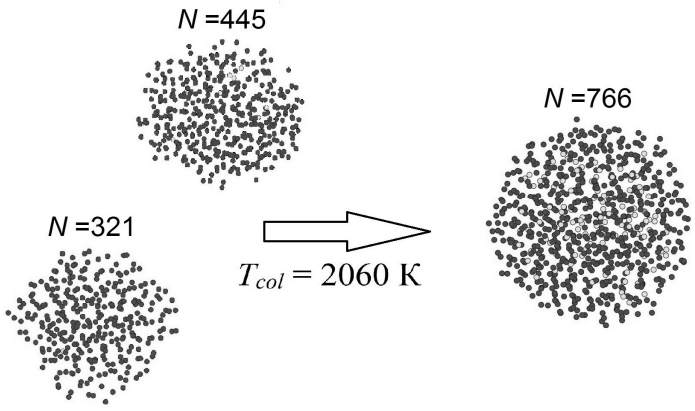


Рисунок 1 – Образование кластера Cu_{766} в результате объединения кластеров Cu_{321} и Cu_{445} при температуре T_{col} = 2060 К

Наоборот, если процессы коалесценции медленные, то первичные частицы слипаются без объединения. И в конечной частице начальные кластеры остаются опознаваемыми в виде отростков в форме «жемчужины» или некой фракталоподобной структуры. Замедление процессов коалесценции может произойти и в том случае, если к системе из двух столкнувшихся и частично объеденных частиц присоединиться третья, и тогда процесс формирования общего кластера заморозиться, что в итоге и приведет к формированию двух отростков, как это показано на примере кластера Cu_{1856} (рисунок 2).

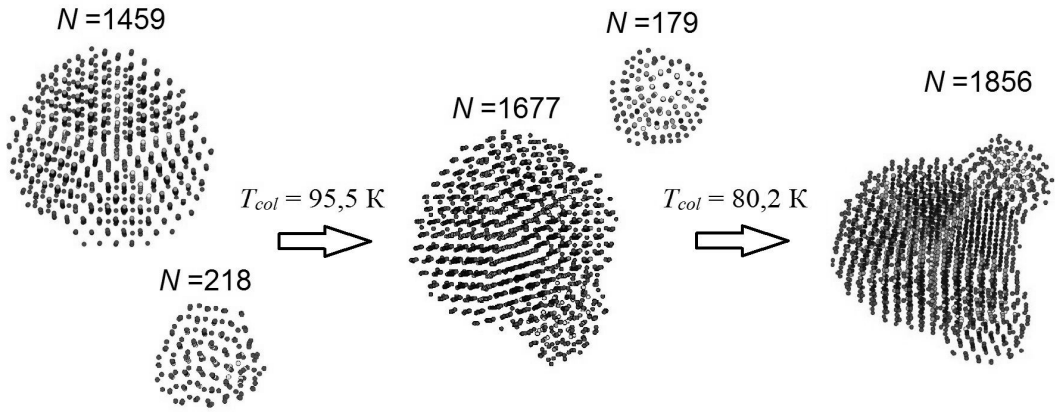


Рисунок 2 – Образование кластера Cu_{1856} в процессе поэтапного объединения первичных частиц

Формирование частицы Cu_{1856} происходит в процессе поэтапного присоединения к довольно большому первичному кластеру Cu_{1459} более мелких частиц Cu_{218} и Cu_{179}. Между этими двумя последовательными столкновениями прошло довольно много времени (а именно 0,7 нс), за которое кластер Cu_{218} смог закрепиться за первичной частицей Cu_{1459} и изменить свою структуру из икосаэдрической в ГЦК. При столкновении данных частиц в системе наблюдалась устойчивая низкая температура, близкая к конечной (объединение Cu_{218} и Cu_{1459} произошло при температуре 95,5 К, а Cu_{179} и Cu_{1677} при 80,2 К), что не позволило первичным кластерам сформировать конгломерат с единой сферической формой.

Данный эффект объясняется тем, что при диффузии поверхностных атомов при коалесценции, появление еще одного места соединения вызывает перераспределение атомов на поверхности первичной частицы, что и замедляет весь процесс объединения. Еще больший эффект замедления процесса формирования единого кластера наблюдается в том случае, если к двум объединяющимся частицам присоединяется третья близи места их объединения, как это показано на рисунке 3. В этом случае средняя частица Cu_{1104} становиться прослойкой между Cu_{919} и Cu_{889}. В итоге формирование конечной частицы Cu_{2912} идет за счет поэтапного зацепления первичных кластеров друг за другом, формируя в конечном итоге червеобразную форму конгломерата. Подобные конгломераты могут представлять собой очень длинные цепочечные частицы, сформированные объединением более чем 20 первичных кластеров.

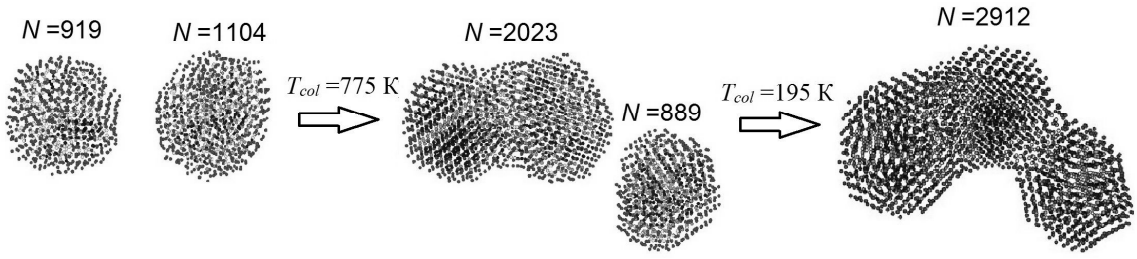


Рисунок 3 – Образование кластера Cu_{2912} в процессе поэтапного объединения первичных частиц

Таким образом, по результатам проведенного исследования можно сделать вывод, что в зависимости от температуры и размеров объединяющихся первичных частиц процесс формирование единого нанокластера может проходить по нескольким сценариям. Если столкновения первичных частиц произошло на начальных этапах конденсации при довольно высоком значении температуре в системе, то превалирует вероятность того, что частицы смогут сформировать единый кластер преимущественно сферичной формы за счет интенсивных процессов самодифузии поверхностных атомов в мес-

тах столкновения первичных частиц. Если же объединения идет при относительно низких температурах и присоединения частиц к первичному кластеру происходит по цепочечному сценарию, то в этом случае в процессе агломерации образуются довольно большие кластеры с явно выраженными червеобразными формами.

В зависимости от конкретных областей применения синтезированных частиц либо в электронике, где необходимы частицы небольшого размера со сферичной внешней формой, или в каталитических реакциях, где определяющим фактором эффективности является максимальная площадь поверхности можно регулируя температурные параметры системы добиться определенной частоты реализации того или иного сценария формирования нанокристаллических частиц.

Библиографический список

1. Weber A.P., Davoodi P., Seipenbusch M. and Kasper G. Size effects in the cat lytic activity of unsupported metallic nanoparticles. // Journal of Nanoparticle Research. – 2003. – V. 5. – P. 293

2. Cleri F., Rosato V. Tight-binding potentials for transition metals and alloys.

3. Макаров Г.Н. Экспериментальные методы определения температуры и теплоты плавления кластеров и наночастиц. // УФН. – 2010. – Т. 180. – №2. –С. 185.

4. Alayan R., Arnaud L., Broyer M., Cottancin E., Lermé J., Vialle J. L. and Pellarin M. Morphology and growth of metal clusters in the gas phase: A transition from spherical.

УДК 621.74.002.6:681.3

АВТОМАТИЗИРОВАННАЯ СИСТЕМА КОНТРОЛЯ ПРОИЗВОДСТВА И ДИАГНОСТИКИ ДЕФЕКТНОСТИ СТАЛЬНЫХ ОТЛИВОК ПРИ МАССОВОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

Князев С.В.[1], Усольцев А.А.[1], Скопич Д.В., Фатьянова Е.А.[2], Долгополов А.Е.[1]

[1]Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, krookia@mail.ru
[2]ООО «Индас Холдинг»,
г. Новокузнецк, Россия

***Аннотация**: Для решения задачи оперативного управления технологическим процессом литейного цеха необходимо наличие математической модели, связывающей входные и выходные параметры объекта. Для сбора данных о дефектности цеховых отливок разработана автоматизированная система, которая существенно упрощает процесс технического контроля и позволяет решать задачи минимизации дефектности стальных отливок.*

***Ключевые слова**: отливка, процесс, дефекты, контроль, проба.*

AUTOMATED PRODUCTION CONTROL SYSTEM AND DIAGNOSING DEFECTS OF STEEL CASTINGS IN MASS PRODUCTION

KnyazevS.V. [1], Usolcev A.F.[1], Skopic D.V.[2], Fatyanova E.A.[2], Dolgopolov A.E.[1]

[1]Sibirskij State Industrial University,
Novokuznetsk, Russia, krookia@mail.ru
[2]«Indas Holding»,
Novokuznetsk, Russia

***Abstract**: For the decision of task of operative management the technological process of casting workshop is need the presence of mathematical model relating the entry and output parameters of object. For the capture of data about imperfectness of the workshop founding CAS that substantially simplifies the process of technical control and allows to decide the tasks of minimization of imperfectness of the steel founding is worked out.*

Key words: casting, process defects, control, sample.

Технологический процесс массового производства стальных отливок является сложной многопараметрической системой, состояние которой может быть оценено качеством готовой продукции.

Установление причин систематически появляющегося брака и дефектности отливок, связанных с отклонениями параметров технологии выплавки и разливки стали, свойств формовочной и стержневой смеси, условий формообразования, а также особенностей конструкции модельной оснастки, осуществляется чаще всего на основе опыта и интуиции технолога и не всегда позволяет оперативно и своевременно разрешить вопрос оптимизации и стабилизации технологических процессов (ТП). Роль этого вопроса особенно важна при серийном и массовом производстве, поскольку материальные потери от брака, исправления и механической обработки дефектных отливок здесь наиболее ощутимы.

В практике литейного производства пределы изменения технологических параметров определены ГОСТом и стандартами предприятия. Следует отметить, что эти пределы, как правило, достаточно широки и составляют величину 10% от номинала и более. Нередко при ручном управлении ТП даже эти весьма широкие пределы нарушаются. Кроме того, не все контролируемые параметры достаточно информативны и их оперативный контроль является затруднительным. Исследования показали, что неоптимальная частота замеров, недостаточный объём проб и размеры выборок также являются причиной отклонения параметров технологии. Таким образом, поддержание «жесткого» технологического режима не дает гарантии, что он является оптимальным для получения минимального уровня дефектности отливок. Устранение недостатка такого режима возможно при использовании «гибкой» технологии, позволяющей адаптировать производственный процесс (ПП), к меняющимся внешним возмущениям по критерию минимума дефектности отливок [1, 2, 7].

Достоверный результат оценки состояния ПП с точки зрения выявления причин литейно-технологических дефектов и выработки мероприятий, направленных на их устранение, может быть получен при совместном системном анализе отливок и комплекса технологических проб-датчиков [3].

Наиболее распространенными дефектами стальных отливок сложной конфигурации с толщиной стенки 15 – 20 мм и массой до 400 кг, изготавливаемых в разовых песчано-глинистых формах с большим количеством стержней, являются: горячие трещины, газовые раковины и пористость, засоры, ужимины и пригар. Перечисленные типы дефектов обнаруживаются при внешнем осмотре поверхности отливок, их размеры могут быть оценены с минимальным применением измерительной техники.

Характер и размеры поверхностных дефектов позволяют судить о наличии и размерах внутренних дефектов отливок.

Для выявления корреляционных связей между поверхностными и внутренними дефектами типа «несплошность» по специальной методике был проведен выборочный количественный визуальный и неразрушающий контроль отливок до и после их механической обработки.

Установлено, что коэффициенты корреляции для рассматриваемых типов дефектов составляют величину $r = 0,71 – 0,86$ при критическом значении $r_к$ $p= 0,56$ и 95 % доверительной вероятности.

Наличие значимых корреляционных связей позволяет заключить, что результаты контроля поверхностных дефектов для рассматриваемого класса стальных отливок и технологии их изготовления могут служить объективной оценкой их уровня дефектности.

Для решения задачи оперативного управления ТП литейного цеха необходимо наличие математической модели, связывающей входные и выходные параметры объекта. Информационно-диагностическая модель (ИДМ), подсистемы управления ТП по уровню дефектности отливок построена с использованием математико-статистических методов теории распознавания образов по двум группам параметров: параметры технологии и уровню дефектности отливок [4]. Первой задачей, решаемой при диагностике, является получение информации о среднем уровне дефектности (СУД) контрольной партии отливок по всем рассматриваемым типам дефектов.

Для сбора данных о дефектности цеховых отливок разработана формализованная методика, которая существенно упрощает процесс технического контроля и позволяет организовывать ввод результатов в ЭВМ в режиме диалога. При этом решается задача, практически исключающая влияние субъективного восприятия оператора-контролера на оценку признаков литейно-технологических дефектов, как на качественном, так и на количественном уровнях.

Расчетные данные СУД контрольной партии отливок используются для диагностики состояния ТП и выработки рекомендаций по его оптимизации.

В соответствии с терминологией, используемой при распознавании образов, диагностическая информация складывается из двух составляющих: системы признаков-оценок СУД по всем рассматриваемым типам дефектов и системы образов-оценок состояния технологического процесса.

Методом статистической классификации [5] из этих составляющих сформирована обучающая диагностическая выборка (ОДВ), для чего использованы выборочные экспериментальные данные из связи СУД отливок со значениями технологических параметров.

ОДВ представляет собой таблицу, каждая строка которой содержит составляющие признака и соответствующие ему образа (таблица 1).

Таблица 1 – Форма представления обучающей диагностической выборки

№ п/п	Составляющие образа Значение параметров ТП					Составляющие признака Нормированное значение СУД				
	1	2	3	…	L	1	2	3	…	K
1	$X_{1,1}$	$X_{1,2}$	$X_{1,3}$	…	$X_{1,L}$	$Y_{1,1}$	$Y_{1,2}$	$Y_{1,3}$	…	$Y_{1,K}$
2	$X_{2,1}$	$X_{2,2}$	$X_{2,3}$	…	$X_{2,L}$	$Y_{2,1}$	$Y_{2,2}$	$Y_{2,3}$	…	$Y_{2,K}$
3	$X_{3,1}$	$X_{3,2}$	$X_{3,3}$	…	$X_{3,L}$	$Y_{3,1}$	$Y_{3,2}$	$Y_{3,3}$	…	$Y_{3,K}$
…	…	…	…	…	…	…	…	…	…	…
N	$X_{N,1}$	$X_{N,2}$	$X_{N,3}$	…	$X_{N,L}$	$Y_{N,1}$	$Y_{N,2}$	$Y_{N,3}$	…	$Y_{N,K}$
Примечание: $X_{i,L}$- значение параметра технологического процесса; $Y_{i,K}$- нормированное значение СУД; $i=1\div N$- номер строки ОДВ; L,K- соответственно количество технологических параметров и типов литейно-технологических дефектов в ОДВ.										

Для обеспечения оптимальных условий диагностики с точки зрения распознаваемости при составлении ОДВ учтена величина доверительного интервала для всех рассматриваемых параметров.

ОДВ используется для распознавания образа – вероятной технологической ситуации, обуславливающей появление комплекса дефектов в предъявляемой контрольной выборке. Контрольная выборка – группа отливок, по совокупности дефектов которых формируется строка составляющих признака, для которой осуществляется диагностика состояния ТП.

На этом этапе распознавания технологической ситуации за меру близости контрольной строки к строке ОДВ принято расстояние по Хеммингу [6]:

$$d_i = \sum_{k=1}^{K} \left| y_{i,k} - y_{j,k} \right|,$$

где $y_{i,k}$ – нормированное значение СУД для j-й контрольной выборки.

При предварительном распознавании, как правило, выявляется подгруппа составляющих образа, т.е. несколько технологических ситуаций, при которых возможно появление комплекса литейно-технологических дефектов, соответствующих контрольной выборке.

Для уточнения содержания технологической ситуации и её количественной оценки выявленная подгруппа признаков подвергается повторному распознаванию. В этом случае за меру близости строк принято Евклидово расстояние [6]:

$$d_i^2 = \sum_{k=1}^{K} \left| y_{i,k} - y_{j,k} \right|^2.$$

Строка образов диагностической таблицы, имеющая наименьшее значение d^2, представляет собой вероятную технологическую ситуацию, обусловившую появление комплекса дефектов в контрольной выборке.

Для использования результатов диагностики составляются рекомендации, служащие для выработки оптимальных управляющих воздействий на ТП.

Для получения более высокого уровня распознаваемости технологической ситуации требуется изменение характера и содержания ОДВ по мере накопления информации. С целью адаптации ИДМ к меняющимся условиям производства организована подпрограмма её самообучения. Реализация подпрограммы самообучения заключается в обновлении данных и исключения избыточной информации. При этом автоматически происходит синтезирование новой диагностической строки образ-признак, по результатам анализа серии контрольных выборок.

В случаях, когда появление дефектов зависит от несоблюдения технологического режима и не может быть связано с управляющими воздействиями, выявляются параметры, не соответствующие норме, и рассчитывается доля брака отливок, связанных с нарушением.

Подсистема управления ТП по уровню дефектности отливок предназначена в основном для стабилизации ПП, выявления тенденции к отклонению ТП и выработки управляющих воздействий, направленных на их устранение.

Значительное запаздывание информации ввиду продолжительности интервала времени от момента начала формообразования до её осмотра после предварительной зачистки и большой объём технического контроля не всегда позволяет эффективно использовать подсистему для оптимизации ПП.

Перспективным способом диагностики ПП представляется использование комплекса техно-

логических проб-датчиков, имеющих большую чувствительность к образованию дефектов, чем промышленные отливки. В этом случае информация о состоянии ТП, отклонении технологических параметров или неблагоприятном их сочетании может быть получена существенно раньше, до увеличения брака отливок или их дефектности. Наличие такой информации позволит оптимизировать параметры ТП посредством проведения предупредительных мероприятий технологического и организационного характера, направленные на корректировку ПП.

При анализе дефектности и брака отливок в сталелитейных цехах было установлено, что при массовом производстве литья в разовые песчано-глинистые формы 80 % всех типов дефектов представляют газовые раковины и пористость, горячие трещины и засоры.

Качественная и количественная диагностика ПП по перечисленным типам дефектов осуществляется по комплексу, состоящему из четырех проб [3]. Эти пробы позволяют воспроизвести характерные типы дефектов и получить их количественную оценку в зависимости от сочетания переменных факторов ПП.

Первые две пробы, входящие в состав комплекса, предназначены для выявления склонности к образованию горячих трещин в отливках в зависимости от химического состава стали, температуры и скорости заливки, степени торможения линейной усадки формой. Третья проба позволяет получить количественную дифференцируемую оценку причин появления газовых дефектов. Последняя проба служит для вероятностной оценки причин образования засоров в зависимости от физико-механических свойств формовочной смеси и условий формообразования.

Все технологические пробы монтируются на подмодельной плите производственного модельного комплекта и изготавливаются одновременно с производственными отливками.

Информационно-диагностическая модель подсистемы управления ТП по информации о дефектности технологических проб-датчиков аналогична модели подсистемы управления по уровню дефектности отливок. Информация, характеризующая состояние ПП, складывается их двух составляющих_ количественных оценок дефектности проб комплекса и значений технологических параметров.

Анализ текущего состояния ПП производится следующим образом: информация о наборе и количественных характеристиках дефектов технологических проб, полученная в некоторый момент времени, вводится в ЭВМ, реализующей алгоритм диагностики. Алгоритм предусматривает сравнение предъявленного уровня дефектности проб с возможными ситуациями обучающей выборки. Любая из распознанных ситуаций характеризуется строго определенным набором параметров ПП, целенаправленное изменение которых способствует уменьшению дефектности проб и корреляционно связанного с ним уровня дефектности отливок.

Частота использования комплекса зависит от величины и характера внешних возмущений. При стабильном низком уровне дефектности отливок и незначительных внешних возмущениях комплекс проб используется в потоке один-два раза в смену.

Опытно-промышленные испытания системы управления качеством отливок показали уровень распознавания до 80 %, что приемлемо для решения технических задач.

Библиографический список

1. Князев С.В., Усольцев А.А., Чичков В.И., Шихов Е.А. Контроль и управление производством отливок по критерию их качества.// Теория и практика литейных процессов: труды Всероссийской научно-практической конференции, посвященной 80-летию кафедры литейного производства СибГИУ./ Редкол.: Селянин И.Ф., Деев В.Б., 2012.- Новокузнецк, Изд. центр СибГИУ.- с.153-158.

2. Князев С.В., Усольцев А.А., Скопич Д.В., Фатьянова Е.А. Опыт разработки и внедрения автоматизированной системы пооперационного контроля производства отливок.// Современные технологии в машиностроении: сборник статей XVII международной научно-технической конференции, 2013. – Пенза, ПДЗ - с.111-117.

3. Антипенко В.И., Князев С.В. Диагностика процесса изготовления стальных отливок с использованием технологических проб. / Литейное производство, 1987, № 7, с.15-16.

4. Васильев В.И. Распознавание системы. Справочник. –Киев, Наукова думка, 1983.-421 с.

5. Иголкин В.Н., Борисович А.Б. Статистическая классификация, основанная на выборочных распределениях. Л.: Изд. Ленинградского университета, 1978. 104 с.

6. Елисеев И.И., Рукавишников В.О. Группировка, корреляция, распознавание образов. М.: Статистика, 1977. -144 с.

7. Князев С.В., Антипенко В.И., Марчуков В.А., Усольцев А.А. Алгоритм диагностики дефектности отливок и структура АСУ их качеством. / Литейное производство, 1992, № 4, с.26-27.

УДК 621.791

ГИБРИДНАЯ ИСКРО-ЛАЗЕРНАЯ МОДИФИКАЦИЯ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ 40Х

Купцов С.Г., Магомедова Р.С., Фоминых М.В., Мухинов Д.В., Плещев В.П.

Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург, Россия, matu@mail.ru

***Аннотация**: В работе проведено исследование гибридной искрово-лазерной модификации поверхности образцов из стали 40Х. Показано положительное влияние гибридной обработки на качество покрытия - пористость, трещиноватость, плотность, адгезию и на износоустойчивость.*

***Ключевые слова:** Лазерная обработка, электроискровая обработка, металлография, пористость, плотность, износоустойчивость.*

HYBRID INTRINSICALLY LASER SURFACE MODIFICATION OF STEEL 40X

Kuptsov S.G., Magomedova R.S. Fominyh M.V., Mukhinov, D.V., Pleshchev V.P.

Ural state Federal University named after first President of Russia B. N. Yeltsin, Ekaterinburg, Russia, matu@mail.ru

***Abstract**: In this paper we study hybrid intrinsically laser modification of the surface of samples of steel 40X. The positive effect of the hybrid treatment on the coating quality - porosity, susceptibility to cracking, density, adhesion and durability.*

***Key words**: Laser-induced breakdown processing, thickness, roughness, wear resistance*.

В настоящее время интенсивно развиваются гибридные методы сварки и модификации поверхностей [1 – 5], позволяющие, как правило, синергетически совместить преимущества отдельных процессов. Во всех вышеназванных работах рассматриваются одновременное применение различных сварочных процессов (лазерного и дугового, лазерного и плазменного, свето-лазерного, лазерно-индукционного и пр.). Но как показывает опыт не всегда технически возможно совмещение различных сварочных процессов из-за индивидуальных особенностей рабочего места. В то же время последовательное применение этих процессов вполне осуществимо.

В данной работе как раз и рассматривается последовательное применение электроискрового и лазерного процессов упрочнения поверхности конструкционной широкоприменяемой стали 40Х. Исследованы некоторые механические параметры полученных покрытий влияющие на эксплуатационные характеристики деталей машин (толщина, шероховатость, пористость, адгезия).

Электроискровая обработка (ЭИО) проводилась на модернизированной установке Элитрон-52А. Лазерная обработка на универсальной установке серии HTF построенной на базе высокотехнологичных твердотельных лазеров. В качестве упрочняемого материала применялась конструкционная сталь 40Х. Для упрочнения использовался твердый сплав ВК8. Нумерация образцов и технологические режимы электроискровой и лазерной обработок приведены в таблицах 1 – 3.

Таблица 1 – Технологические параметры режимов модернизированной установки ЭЛИТРОН-52А

Образец	Режим ЭИО	Емкость, мкФ	Рабочий ток, А
8	Rc-1	480	10-15
0	Rc-2	480	20-30
46	RC-3	480	60-80
Т5К10	ТТ-3	120	1,5
88	ТТ-6	300	2,9
4	ТТ-9	1560	11,5

Таблица 2 – Технологические параметры режимов модернизированной установки ЭЛИТРОН-52А

Образец	Режим ЭИО	Параметры режима ЭИ.	
		Iсв, А	Uд, В
76	К1	12-15	20-30
00	К2	16-18	40-50
44	К3	20	64-70
77	К4	20-22	80-90
98	К5	10	100

Таблица 3 – Параметры режимов лазерной обработки поверхности

Образец	Uд, В	Шаг (по оси у), мм	Шаг (по оси х), мм	Частота, Гц	Фокусировка	Длительность импульса, мс	Форма импульса	Режим
8	260	0,2	0,35	6	8	5	Колокол	2.2
0	320	0,2	0,5	6	9	7	гребенка	1.2
46	300	0,2	0,5	6	10	7	гребенка	1.1
Т5К10	300	0,2	0,5	6	10	7	гребенка	1.1
88	260	0,2	0,3	6	8	5	Колокол	2.1
4	260	0,2	0,4	6	8	4,5	Колокол	2.4
76	260	0,2	0,35	6	9	5	Колокол	2.3
00	300	0,2	0,4	6	9	5	Колокол	2.5
44	300	0,2	0,5	6	8	5	Колокол	2.6
77	320	0,2	0,5	6	10	5	Колокол	2.7
98	300	0,2	0,5	6	10	7	гребенка	1.1

Работа проводилась следующим образом: сначала проводилась электроискровая обработка, затем лазерная обработка, затем опять электроискровая обработка и лазерная обработка. После каждой обработки измерялись толщина покрытия, шероховатость, привес образца и износоустойчивость.

Измерения толщины покрытий проводились при помощи микрометра МК0-25ММ ГОСТ 6507-60, с точностью измерений 0,01 мм.

Измерения массы образцов проводились на аналитических весах ВЛА-200гМ с помощью разновесов.

Измерения шероховатости проводились цифровым многобортовым индикатором, предназначенным для абсолютных и относительных линейных измерений. ГОСТ 9696-75.

Исследования износоустойчивости проводились на установке «Хаводра-Бринелля».

Некоторые результаты исследований шероховатости и толщины покрытий приведены на рисунках 1 – 5, из которых следует, что и толщина и шероховатость после лазерной обработки почти всегда снижаются. Это объясняется по-видимому тем, что лазерная обработка сглаживает неровности искрового покрытия.

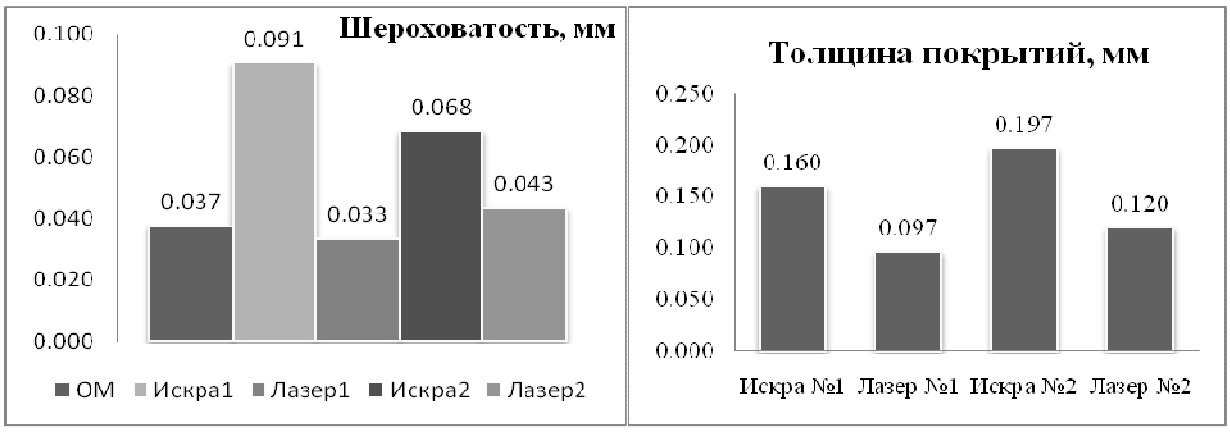


Рисунок 1 – График изменения шероховатости и толщины образца в процессе нанесения гибридного ЭИ-лазерного покрытий, для образца 46

На рисунке 6 приведены результаты испытаний износоустойчивости по методу Хаводра-Бринелля из которого следует, что оба вида обработки значительно увеличивают износоустойчивость поверхности по сравнению с немодифицированной поверхностью. Металлографические испытания указывают на существенное увеличение качества покрытия после полного цикла обработки (рисунки 6, 7).

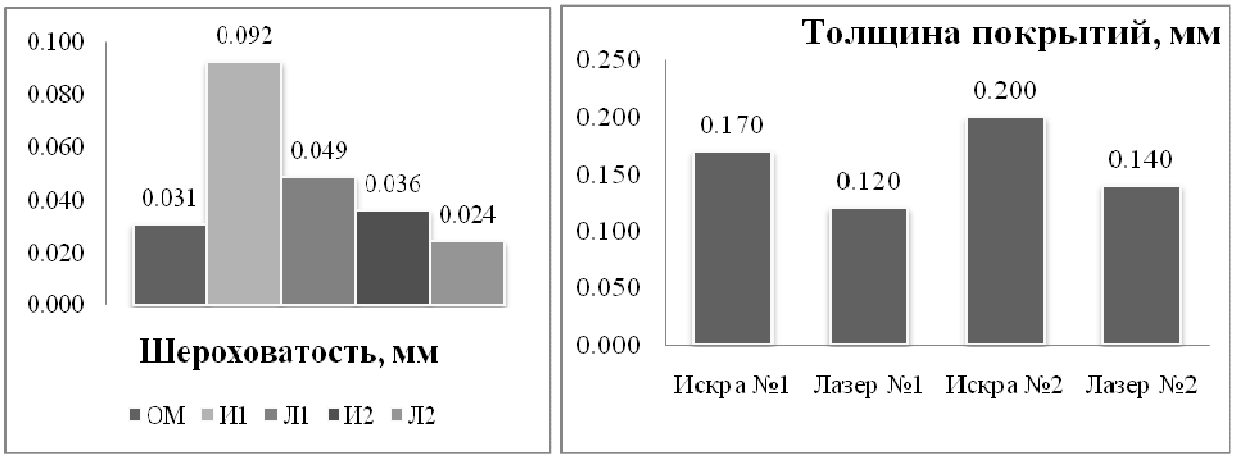


Рисунок 2 – График изменения шероховатости и толщины образца в процессе нанесения гибридного ЭИ-лазерного покрытий, для образца 44

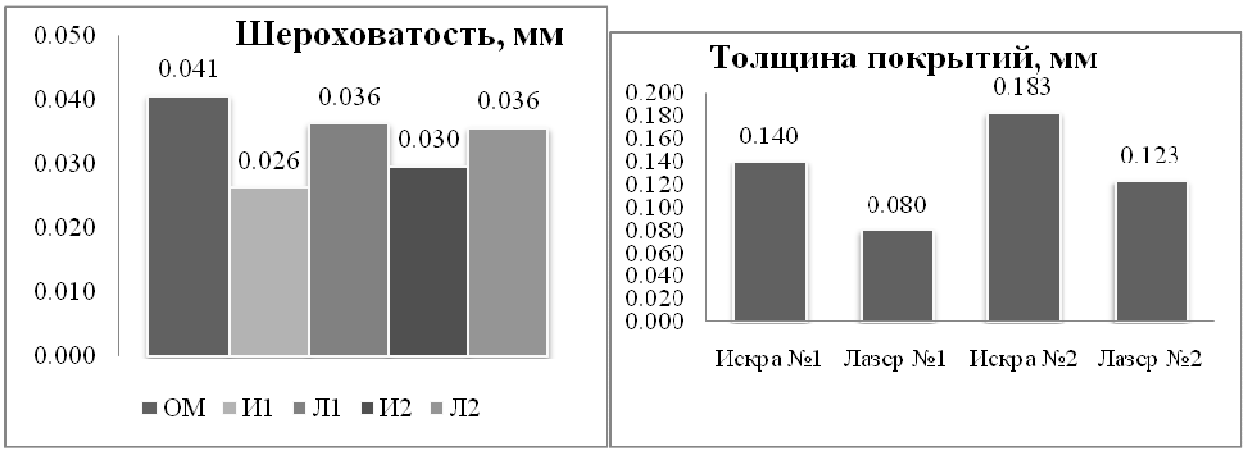


Рисунок 3 – График изменения шероховатости и толщины образца в процессе нанесения гибридного ЭИ-лазерного покрытий, для образца 98

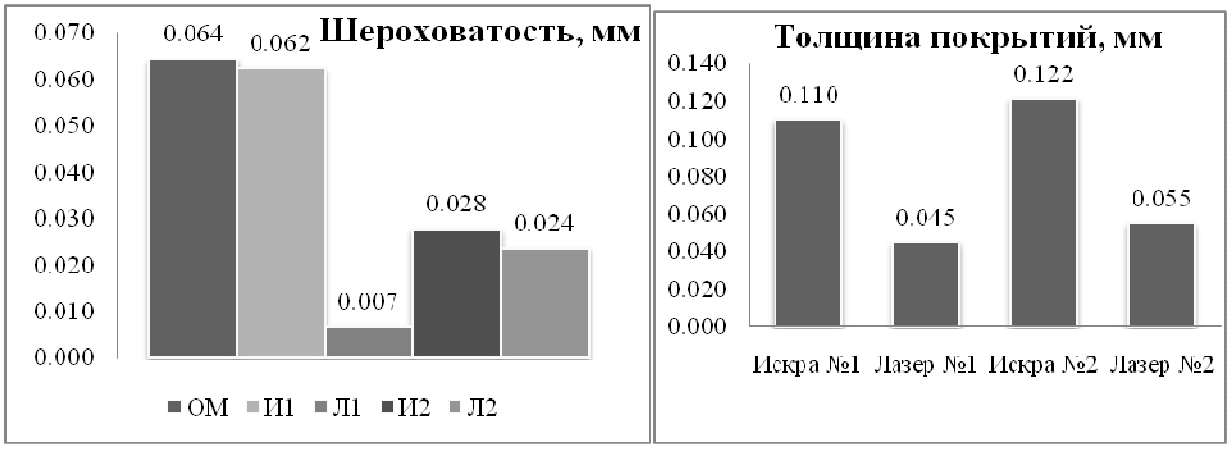


Рисунок 4 – График изменения шероховатости и толщины образца в процессе нанесения гибридного ЭИ-лазерного покрытий, для образца 00

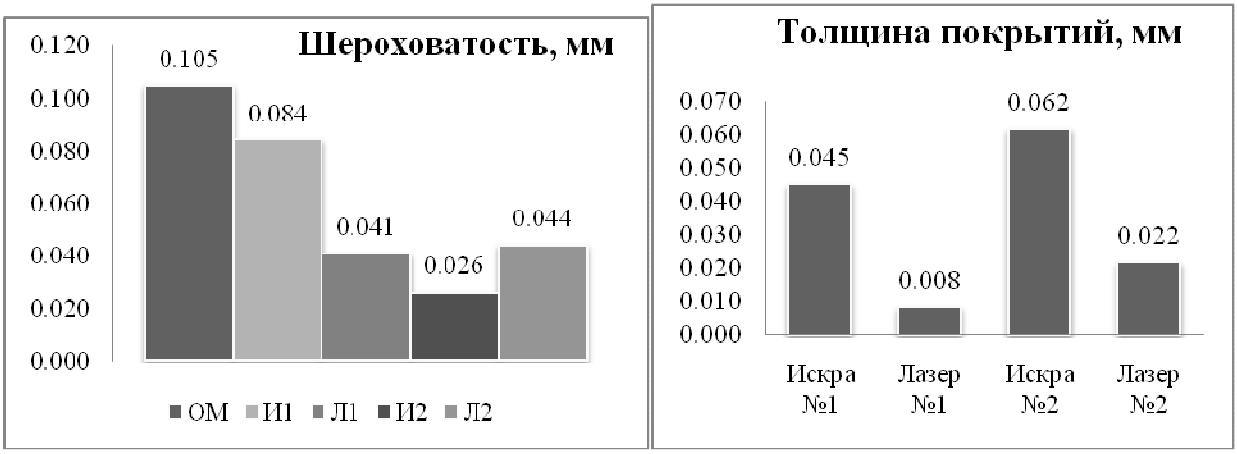


Рисунок 5 – График изменения шероховатости и толщины образца в процессе нанесения гибридного ЭИ-лазерного покрытий, для образца 76

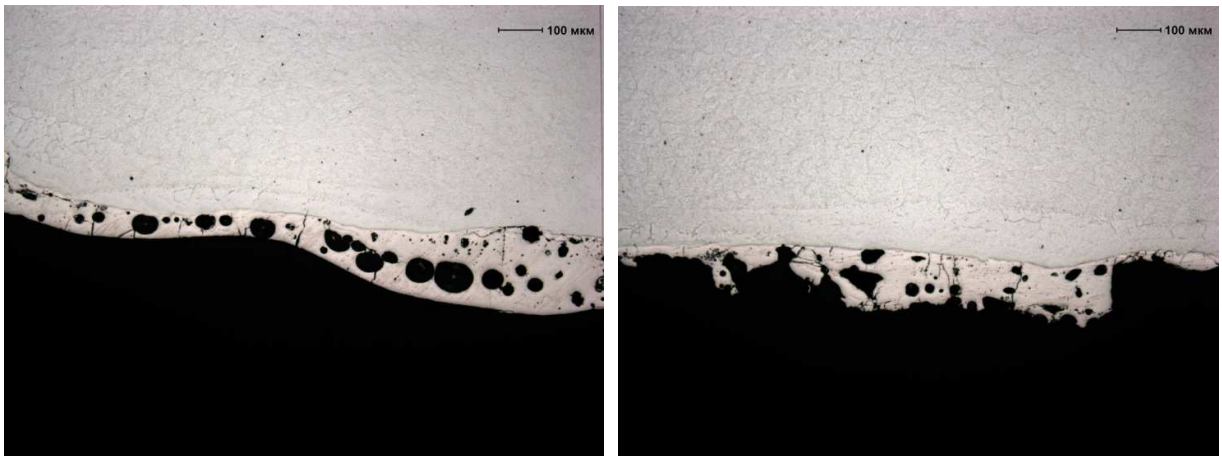


Рисунок 6 – ЭИ покрытие после первой обработки, образец – 46

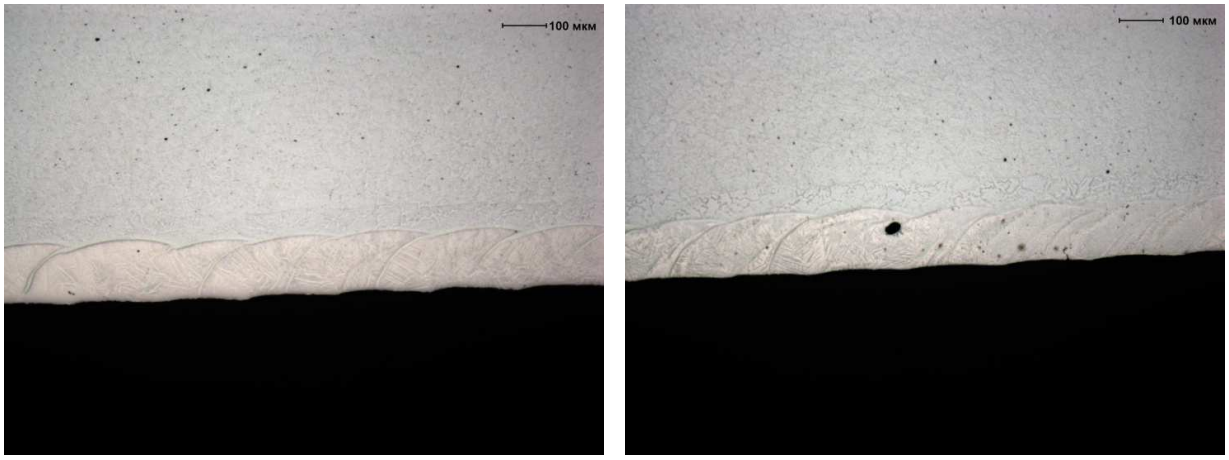


Рисунок 7 – Образец – 8 после полного цикла обработки

Выводы: Гибридная искро-лазерная модификация поверхности положительно влияет на качество покрытия, а значит и на его эксплуатационные свойства за счет снижения пористости, трещиноватости, шероховатости, увеличения адгезии.

Библиографический список

1. Специальные методы сварки : учеб. пособие / авт.-сост. Л. П. Налъберская ; М-во образования и науки ; ФГАОУ ВПО «УрФУ имени первого Президента России Б.Н.Ельцина», Нижнетагил. технол. ин-т (фил.). - Нижний Тагил : НТИ (ф) УрФУ, 2010.- 160 с.

2. Лащенко Г.И. Способы дуговой сварки стали плавящимся электродом. – К.: «Екотехнологія», 2006. — 384 с

3. Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Чирков А.М. Гибридные технологии лазерной сварки: Учебное пособие. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2004. - 52 с.: ил.

4. Направления развития комбинированных и гибридных технологий сварки и наплавки / А. П. Литвинов // Автомат. сварка. – 2009. – №1. – С. 48-52.

5. Современные способы сварки: учеб. пособие / Н. П. Алешин, В. И. Лысак, В. Ф. Лукьянов. - М.: Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2011.- 59 [1] с.: ил.

УДК 621.785:669.1.08.29

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ W-Ni-Cu ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ*

Романов Д.А.[1], Гончарова Е.Н.[1], Будовских Е.А.[1], Громов В.Е., Иванов Ю.Ф.[2,3], Тересов А.Д. [2,3], Б.Б. Хаимзон[4]

[1]Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия,
[2]Институт сильноточной электроники СО РАН,
[3]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, г. Томск, Россия, romanov_da@physics.sibsiu.ru,
[4]ЦПО НФИ Кемеровского государственного университета, г. Новокузнецк, Россия

Аннотация. *Выполнены исследования фазового и элементного состава поверхностного слоя медного (медь марки М00) электрического контакта, подвергнутого электровзрывному напылению композиционного покрытия из несмешивающихся компонентов системы W-Ni-Cu и последующему облучению высокоинтенсивным электронным пучком субмиллисекундной длительности воздействия. Выявлены режимы электронно-пучковой обработки.*

Ключевые слова: *электровзрывное напыление, электронно-пучковая обработка, вольфрам, медь, никель, псевдосплав.*

Abstract: *Researches of phase and element structure of the surface layer of copper (copper of mark M00) electrical contact subjected to an electroexplosive deposition of a composite covering of immiscible components of W-Ni-Cu system and subsequent high-intensity electron beam irradiation of submillisecond duration were perfomed. Modes of electron-beam treatment are revealed.*

Key words: *electroexplosive spraying, electron beam processing, pseudoalloy, tungsten, copper, nickel, structure.*

Введение

Композиционные материалы систем W-Ni-Cu и Mo-Ni-Cu обладают высокой электроэрозионной стойкостью [1]. Покрытия такого состава могут быть сформированы методом электровзрывного напыления (ЭВН), который позволяет получать высококачественные беспористые покрытия, [2 – 5]. Одной из областей применения этого метода является модификация поверхностных слоев материалов электротехнического назначения. Метод позволяет наносить покрытия из продуктов взрыва проводников, а при добавлении в область взрыва порошковых навесок различных веществ – осуществлять формирование композиционных покрытий, обладающих адгезией с основой на уровне когезии и высокими функциональными свойствами.

Перспективным направлением развития способов ЭВН композиционных покрытий является

* [1]Исследование выполнено при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – кандидатов наук МК-4166.2015.2 и – докторов наук МД-2920.2015.8, РФФИ в рамках научных проектов №№ 13-02-12009 офи_м, 15-08-03411, 14-08-00506а, госзаданий Минобрнауки №№ 2708 и 3.1496.2014/К на выполнение научноисследовательской работы. Данная работа была выполнена с частичным использованием оборудования Центра коллективного пользования «Материаловедение» СибГИУ.

их модифицирование высокоинтенсивными электронными пучками [6]. Высокая энергетическая эффективность и однородность плотности энергии по сечению потока, хорошая воспроизводимость импульсов и высокая частота их следования позволяют использовать импульсные электронные пучки в технологических целях. Они используются для снижения шероховатости поверхности покрытий, их гомогенизации и наноструктурирования, повышения износостойкости, твёрдости путем импульсно-периодического переплавления и последующего высокоскоростного охлаждения путем отвода тепла в объем подложки.

Целью настоящей работы является модификация высокоинтенсивным электронным пучком электровзрывных композиционных покрытий системы W-Ni-Cu и изучении их структуры.

Материалы и методы исследования

Электровзрывное напыление покрытий проводили на модернизированной электровзрывной установке ЭВУ 60/10М, которая описана в работе [7]. Она включает емкостный накопитель энергии и импульсный плазменный ускоритель, состоящий из коаксиально-торцевой системы электродов с размещенным на них проводником, разрядной камеры, локализующей продукты взрыва и переходящей в сопло, по которому они истекают в вакуумную технологическую камеру с остаточным давлением 100 Па. Электровзрыв происходит в результате пропускания через проводник тока большой плотности при разряде накопителя.

Покрытия наносили на образцы отожженной меди марки М00 с размерами 15×15×5 мм. Режим термосилового воздействия на облучаемую поверхность задавали выбором зарядного напряжения емкостного накопителя энергии установки, по которому рассчитывали поглощаемую плотность мощности [7]. Электровзрывное напыление проводили с использованием композиционного электрически взрываемого проводника [8] для нанесения покрытий, который в данной работе представлял собой двуслойную медную фольгу с заключенной в ней навеской порошков вольфрама и никеля. Поглощаемая облучаемой поверхностью плотность мощности при напылении составляла 4.1 ГВт/м^2, диаметр медного сопла разрядной камеры плазменного ускорителя – 20 мм, расстояние образца от среза сопла – 20 мм. Масса вольфрама, никеля и меди составляла 434, 120 и 277 мг соответственно.

Модифицирование поверхности электровзрывных покрытий осуществляли высокоинтенсивным электронным пучком, позволяющим переплавлять поверхностный слой покрытия с последующим высокоскоростным охлаждением за счет отвода тепла в объем материала. Использовали установку «СОЛО» Института сильноточной электроники Сибирского отделения РАН [6]. Режимы электронно-пучковой обработки (ЭПО) представлены в таблице 1.

Сканирующую электронную микроскопию осуществляли с использованием растрового электронного микроскопа Carl Zeiss EVO50, оснащенного приставкой для рентгеноспектрального анализа. Перед микроскопическими исследованиями шлифы подвергали химическому травлению раствором следующего состава: $FeCl_3$ – 3 г, HCl – 2.5 мл, C_2H_5OH – 100 мл.

Результаты и обсуждение

Вольфрам, обладая большим атомным весом (183.8 а.е.м) по отношению к никелю (58.7 а.е.м) и меди (63.8 а.е.м), в большей степени отражает зондирующие электроны. Поэтому на электронно-микроскопических изображениях материала в обратно отраженных электронах области, обогащенные атомами вольфрама, будут иметь более светлый контраст. Наличие таких областей на поверхности покрытия следует из анализа результатов, представленных на рисунке 1 (области указаны стрелками).

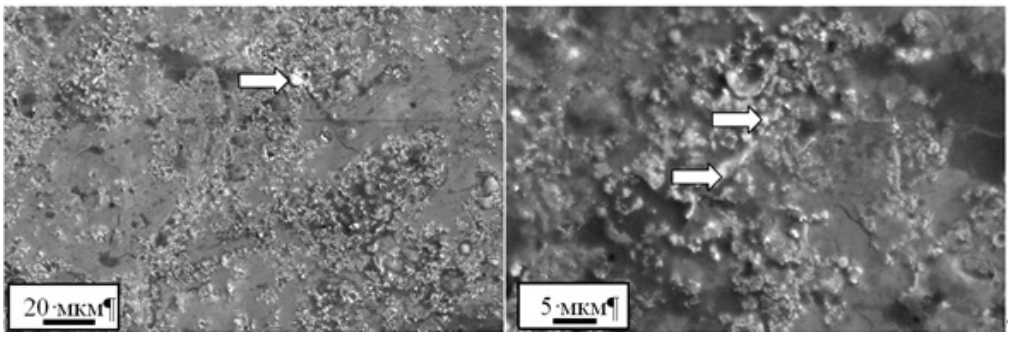


Рисунок 1 – Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхности медного контакта, модифицированного плазмой, формирующейся при электрическом композиционного электрически взрываемого проводника Mo-Ni-Cu (на (б) выделены области микрорентгеноспектрального анализа)

Действительно, микрорентгеноспектральный анализ поверхности образцов, подвергнутых ЭВН покрытий системы W-Ni-Cu без ЭПО, выявил в них преимущественно атомы вольфрама. В дополнение к этому, микрорентгеноспектральный анализ данного покрытия выявил присутствие атомов кислорода и углерода, что может быть связано с ЭВН покрытий в условиях не достаточно высокого вакуума. Обнаруженные элементы покрытия распределены по поверхностному слою модифицируемого материала весьма неоднородно, что следует из анализа результатов, приведенных в таблице 1 к рисунку 2. Наиболее неоднородно в поверхностном объеме материала распределен вольфрам, концентрация которого от области к области изменяется от 97,0 ат. % до 5,0 ат. %, т.е. может различаться в 5 – 19 раз.

Таблица 1 – Результаты микрорентгеноспектрального анализа участков поверхности, выделенных на рисунке 1, а

Номер области определения элементного состава	Концентрация элемента, ат. %				
	Mo	Ni	Cu	O	C
1	95,0	2,0	2,0	0,5	0,5
2	5,0	45,0	50,0	1,0	1,0
3	97,0	1,0	1,0	0,5	0,5

Облучение поверхности электровзрывного напыления высокоинтенсивным электронным пучком приводит к плавлению поверхностного слоя и, вследствие этого, сглаживанию рельефа поверхности. Поэтому образцы, прошедшие дополнительную обработку высокоинтенсивным электронным пучком, подвергали предварительному анализу методами оптической микроскопии и детальному анализу методами сканирующей электронной микроскопии.

Отчетливо видно, что морфология структуры поверхности модифицирования существенным образом зависит от режима облучения (в нашем случае, от плотности энергии пучка электронов). Облучение электронным пучком в режиме 1 сопровождается формированием в поверхностном слое фрагментированной структуры (рисунок 2).

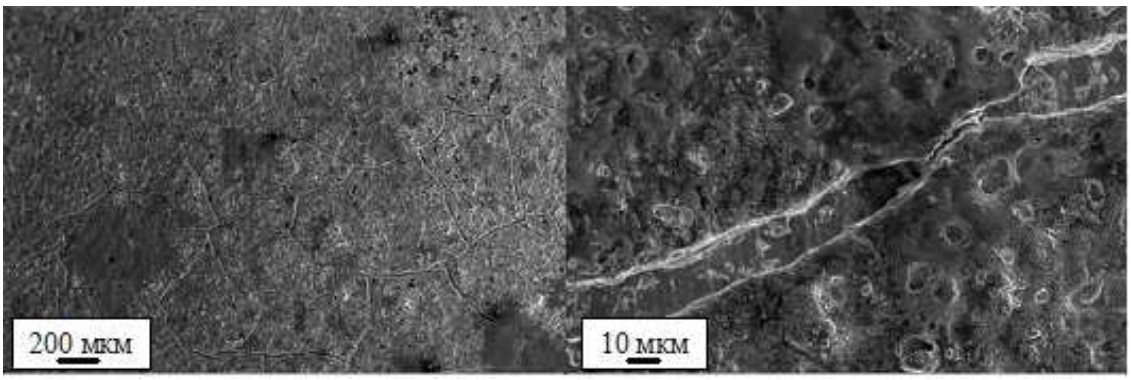


Рисунок 2 – Фрагментированная структура поверхностного слоя медного контакта после электровзрывного напыления композиционного покрытия системы MO-Ni-Cu и ЭПО в режиме 2

Размеры фрагментов изменяются в пределах от 150 мкм до 400 мкм. Фрагменты разделены прослойками, толщина которых 5 – 15 мкм. Судя по контрасту изображения, фрагменты и прослойки, их разделяющие, имеют разный элементный состав (рисунок 2, б). Фрагменты структурированы (рисунок 2, а). Размеры структурных составляющих изменяются в пределах (1,5 – 2,0) мкм.

Вкрапления глобулярной формы на поверхности покрытия – это частицы порошка вольфрама, образовавшиеся в результате достижения поверхности покрытия последними при электровзрывном напылении и прилетевшие после оплавления плазмой медной поверхности, т.е. частицы исходного порошка вольфрама.

Детально морфологию структуры и элементный состав ее микрообластей изучали методами сканирующей электронной микроскопии. Характерное изображение морфологии поверхности электровзрывного напыления, после дополнительного облучения высокоинтенсивным импульсным электронным пучком в режиме 2, полученное методами сканирующей электронной микроскопии, приве-

дено на рисунке 3. Анализируя представленные на рисунке 3 изображения, можно отметить, что дополнительное облучение медных образцов, после ЭВН композиционного покрытия системы W-Ni-Cu и облучения высокоинтенсивным импульсным электронным пучком приводит, как уже отмечалось выше, к формированию фрагментированной структуры (рисунке 3, а). Исследование структуры в обратно отраженных электронах показывает, что фрагменты различаются по контрасту (т.н. композиционный контраст). Следуя изложенным выше аргументам можно предположить, что темные фрагменты обогащены атомами никеля и меди, более светлые фрагменты обогащены атомами вольфрама. Соотношение площадей, занятых светлыми и темными фрагментами, 60:40. Таким образом, при облучении поверхности электровзрывного напыления высокоинтенсивным импульсным электронным пучком в режиме 1, формируется поверхностный слой, обогащенный атомами вольфрама.

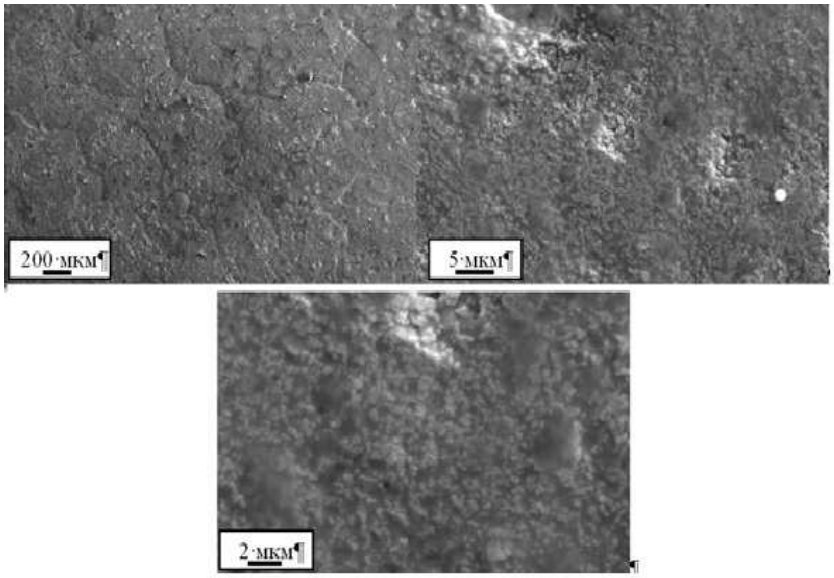


Рисунок 3 – Фрагментированная структура поверхностного слоя медного контакта после электровзрывного напыления композиционного покрытия системы МО-Ni-Cu и ЭПО в режиме 2

Детальный анализ структуры островков светлого контраста (островков, обогащенных атомами вольфрама) выявил разбиение их на области (далее по тексту «частицы вольфрама»), размеры которых изменяются в пределах от 0.5 мкм до 2 мкм (рисунок 3, в). Частицы вольфрама часто разделены тонкими (доли микрометра) прослойками с темным контрастом, т.е. прослойками, обогащенными атомами никеля и меди. Области, обогащенные никелем и медью, выявляются также в виде островков в структуре вольфрама (рисунок 3, в). В совокупности эти факты указывают на протекающий при кристаллизации процесс расслоения фаз, имеющий место даже при скоростях охлаждения материала до 10^8 К/с, реализующихся при облучении пучком электронов. Островки, обогащенные никелем и медью, имеющие темный контраст при исследовании материала в обратно отраженных электронах, содержат включения светлого контраста (включения, обогащенные вольфрамом) (рисунок 3, в и рисунок 4). Включения имеют округлую форму, размеры их изменяются в пределах от 0,1 мкм до 1,0 мкм (рисунок 4). Расположены включения вольфрама либо хаотически, либо цепочками, оконтуривающими некоторые объемы (зерен) никеля и меди.

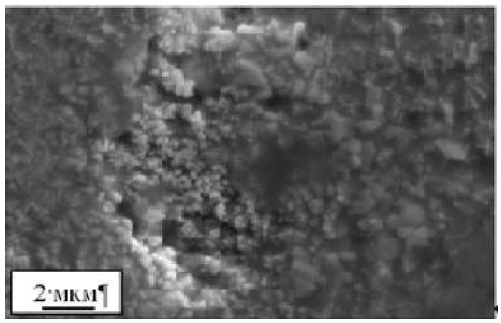


Рисунок 4 – Фрагментированная структура поверхностного слоя медного контакта после электровзрывного напыления композиционного покрытия системы МО-Ni-Cu и ЭПО по режиму 2

Исследования элементного состава, выполненные методами микрорентгеноспектрального анализа, подтвердили изложенные выше результаты. Установлено, что основной объем поверхностного слоя медного электрического контакта после ЭВН композиционного покрытия системы W-Ni-Cu и облученных электронным пучком в режиме 1 (области материала, имеющие светлый контраст при съемках в обратно отраженных электронах), обогащен вольфрамом.

Островки, имеющие темный контраст при съемках в обратно отраженных электронах, обогащены никелем и медью. Включения светлого контраста, выявляемые в островках никеля и меди, также обогащены атомами вольфрама. В количественном выражении результаты микрорентгеноспектрального анализа участка материала приведены в таблице 2.

Таблица 2 – Результаты микрорентгеноспектрального анализа участков поверхности

Номер области определения элементного состава	Концентрация элемента, ат. %				
	W	Ni	Cu	O	C
1	96,8	–	–	1,0	2,2
2	4,0	47,5	45,5	1,2	1,8
3	82,0	7,0	8,0	1,5	1,5
4	–	30,0	63,0	2,0	4,0

Таким образом, методами микрорентгеноспектрального анализа установлено, что в результате высокоскоростной кристаллизации и последующей закалки электровзрывного покрытия системы W-Ni-Cu, инициированной облучением материала высокоинтенсивным импульсным электронным пучком, в поверхностном слое образцов покрытия формируются области с существенно отличающимися концентрациями атомов вольфрама, никеля и меди.

Увеличение плотности энергии пучка электронов в режимах 2 – 4 (при прочих неизменных параметрах пучка) приводит к постепенному снижению относительного содержания областей, обогащенных вольфрамом.

При этом в результате облучения поверхности формируется характерная структура.

Облучение поверхности электровзрывного покрытия W-Ni-Cu, высокоинтенсивным импульсным электронным пучком в режиме 5 привело к формированию в поверхностном слое структуры зеренного типа с размерами зерен, изменяющимися в пределах от 5 мкм до 35 мкм. Анализ структуры в обратно отраженных электронах выявил области с различным типом контраста. В объеме зерен фиксируется структура глобулярного типа. Размеры глобул изменяются в пределах от 200 нм до 500 нм. Судя по контрасту, они образованы частицами вольфрама. Исследования элементного состава, выполненные методами микрорентгеноспектрального анализа, подтвердили этот факт.

Из анализа изображения структуры поперечных шлифов следует, что толщина модифицированного слоя после ЭПО изменяется в пределах 25–30 мкм и незначительно увеличивается с ростом плотности энергии пучка электронов. Плавление модифицированного слоя электронным пучком приводит к полному устранению дефектов в виде кратеров, обусловленных попаданием в расплав частиц порошковой навески вольфрама. Электронно-пучковая обработка сопровождается плавлением электровзрывного покрытия и приводит к формированию слоистой структуры. Независимо от режима обработки после ЭПО в покрытии формируется преимущественно композиционная наполненная структура, различающаяся степенью дисперсности частиц вольфрама 0,1 – 2 мкм, причем крупные включения размером 0,5 – 2 мкм составляют 5 – 7 % от объема всех включений. Таким образом, частицы вольфрама в электровзрывном покрытии после ЭПО более дисперсны, чем в слое, незатронутом ЭПО. В характеристическом излучении вольфрама, никеля и меди. Совмещенное изображение структуры слоя электровзрывного покрытия без ЭПО с картами распределения соответствующих элементов подтверждает, что матрица состоит из никеля и меди, а включения – из вольфрама. Объемное соотношение никеля и меди и частиц порошка вольфрама в слое, не затронутом ЭПО, соответствует их соотношению в композиционном электрически взрываемом проводнике, используемом для напыления. Наряду с этим в слое покрытия, не подвергнутому ЭПО, локально наблюдаются следы течения расплава в виде глобул размером 5 – 15 мкм. Они представляют собой различные «завихрения». Граница между покрытием и подложкой имеет волнообразный рельеф [6], что говорит о высокой адгезии покрытия с основой.

Выводы

1. Объемное соотношение матрицы (медь и никель) и частиц порошка вольфрама в композиционных покрытиях соответствует их соотношению в композиционном электрически взрываемом проводнике, используемом для напыления.

2. Методами микрорентгеноспектрального анализа установлено, что в результате высокоскоростной кристаллизации и последующей закалки электровзрывного покрытия системы W-Ni-Cu, инициированной облучением материала высокоинтенсивным импульсным электронным пучком, поверхность покрытия формируются области с существенно отличающимися концентрациями атомов вольфрама, никеля и меди. Размеры частиц вольфрама составляют 0,1 – 2 мкм. Частицы вольфрама не равномерно распределены в медно-никелевой матрице.

3. Структура поперечных сечений покрытий не содержит пор и представляет собой медно-никелевую матрицу с включениями вольфрама, размеры которых изменяются в пределах от 0,5 до 2,5 мкм. Вольфрам и медно-никелевая связка распределены по объему покрытий примерно в равном соотношении. В процессе ЭПО электровзрывных покрытий перекристаллизация с образованием других соединений не происходит.

Библиографический список

1. Beltowska-Lehman E. // Surface and Coatings Technology Journal. 2002. V. 151(1). №. 3. P. 440–443.

2. Budovskikh E.A., Gromov V.E., Romanov D.A. // Doklady Physics. 2013. V. 58. №. 3. P. 82–84.

3. Romanov D.A., Budovskikh E.A., Gromov V.E. // Journal of Surface Investigation. X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques. 2011. Vol. 5. №. 6. P. 1112–1117.

4. D.A. Romanov, E.A. Budovskikh, Yu. D. Zhmakin, V.E. Gromov // Steel in translation. 2011. V. 41. №. 6. P. 464–468.

5. E.S Vashchuk, D.A. Romanov, E.A. Budovskikh, Yu.F. Ivanov // Steel in translation. 2011. V. 41. №. 6. P. 469–474.

6. K.V. Sosnin, Yu.F. Ivanov, V. E. Gromov et al. // Journal of Surface Investigation. X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques. 2014. V. 8. №. 6. P. 1286–1290.

7. Д. А. Романов, Е. А. Будовских, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов. Электровзрывное напыление износо- и электроэрозионностойких покрытий. Новокузнецк: Изд-во ООО «Полиграфист», 2014. 203 с.

8. Патент РФ № 2478732 на изобретение «Композиционный электрически взрываемый проводник для электровзрывного напыления покрытий или электровзрывного легирования поверхности металлов и сплавов» / Романов Д.А., Будовских Е.А., Громов В.Е.; заявл. 13.09.2011; опубл. 10.04.2013, Бюл. № 10. 8 с.

УДК 539.098

ИЗМЕНЕНИЕ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СТАЛИ ПОСЛЕ НАПЛАВКИ ПОРОШКОВЫМИ ПРОВОЛОКАМИ*

Коновалов С.В.[1], Райков С.В.[1], Капралов Е.В.[1], Будовских Е.А.[1], Иванов Ю.Ф.[2, 3], Громов В.Е.[1], Мартусевич Е.В.[1]

[1]Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия, konovserg@gmail.com
[2]Национальный исследовательский Томский государственный университет,
[3]Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск, Россия, yufi55@mail.ru

Аннотация. *Осуществлена наплавка на сталь Hardox 400 порошковых проволок. Проведено исследование изменения тонкой структуры, физических и механических свойств сформировавшихся композиционных покрытий. Показано, что формирование наплавки на поверхности стали сопровождается созданием многослойной структуры, слои которой различаются морфологией элементов субструктуры. Выявлено кратное увеличение износостойкости и микротвердости наплавленных покрытий по сравнению с материалом в исходном состоянии.*

Ключевые слова. *Сталь, наплавка, структура, микротвердость, свойства.*

---

* Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект №15-19-00065).

CHANGE OF THE FINE STRUCTURE AND PROPERTIES OF STEEL AFTER WELDING FLUX CORED WIRE

Konovalov S.V.[1], Raykov S.V.[1], Kapralov E.V.1, Budovskich E.A.[1], Ivanov Y.F.[2,3], Gromov V.E.[1], Matrusevich E.V.[1]

[1]Siberian State Industrial University
Novokuznetsk, Russia, **konovserg@gmail.com**
[2]National research Tomsk state University,
[3]Institute of high current electronics SB RAS
Tomsk, Russia, yufi55@mail.ru

Abstrac:. *Implemented surfacing on steel Hardox 400 cored wires. A study of changes in the fine structure, physical and mechanical properties of composite coatings formed. It is shown that the formation of hardfacing on the steel surface followed by the creation of a multilayer structure, whose layers differ in morphology substructure elements. Magnification revealed wear resistance and microhardness deposited coating in comparison with the material in the initial state.*

Key words: *Steel, welding, structure, microhardness, properties.*

Большое количество деталей машин и механизмов выходит из строя в процессе эксплуатации по причине истирания, ударных нагрузок, эрозии и т.д. Вопрос о выборе метода эффективной защиты различных изделий и деталей между упрочнением всего объема материала и нанесения на их рабочие части защитных покрытий в большинстве случаев решается однозначно в пользу последнего. Это объясняется тем, что наибольшее разрушение в процессе эксплуатации испытывает именно поверхность [1, 2]. Перспективными методами упрочнения и восстановления, позволяющими улучшить свойства поверхностей, является наплавка. Упрочнение методами наплавки оказывается экономически эффективным, поскольку ресурс работы деталей преимущественно определяется долговечностью покрытий, которая зависит от способа нанесения, качества и состава покрытия [3].

Работа посвящена исследованию структурно-фазовых состояний и свойств композиционных покрытий, сформированных методами наплавки на сталь Hardox 400, широко применяемой в горной и дорожно-строительной отраслях. Исследуемую сталь Hardox 400 перед формированием наплавки подвергали закалке, что привело к формированию тонкодисперсной высокодефектной структуры на основе α-Fe, содержащей наноразмерные частицы карбида железа. Закалка стали привела к формированию пакетного мартенсита. Поперечные размеры кристаллов пакетного мартенсита исследуемой стали изменяются от 0,1 до 0,25 мкм (рисунок 1, а). Последующий отпуск закаленной стали сопровождался выделением наноразмерных частиц карбидной фазы игольчатой морфологии (рисунок 1, б). Индицирование микроэлектронограмм, полученных с частиц карбидной фазы, показало, что они являются карбидом железа – цементитом [4].

На поверхности стали сварочным методом формировали покрытия толщиной 3-5 мм. Использовали порошковые проволоки EnDOtec DO*30, EnDOtec DO*33 и SK A 70-G диаметром 1,6 мм. Наплавку проводили в среде защитного газа состава Ar 82 %, CO_2 18% при сварочном токе 250 – 300 А и напряжении на дуге 30–35 В.

Для измерения толщины слоев, размеров зерен, изучения распределения фаз по глубине зоны легирования и фотографирования химически протравленных шлифов использовали металлографический микроскоп «Olimpus GX51». Исследования рельефа поверхности, структуры и элементного состава осуществляли методами сканирующей электронной микроскопии на приборе Philips SEM-515 с микроанализатором EDAX ECON IV. Фазовый состав модифицированных слоев помимо электронной дифракционной микроскопии определяли также методом рентгеновского фазового анализа с использованием дифрактометров ДРОН-7 и Shimadzu XRD 6000. Трибологические характеристики покрытия выявляли путем определения износостойкости и коэффициента трения (триботестер Tribotechnic). Прочностные характеристики покрытия определяли, анализируя микротвердость (прибор HVS-1000A). Нагрузка на индентор составляла 1 Н.

Вследствие термической обработки одновременно с распадом твердого раствора с выделением частиц карбидной фазы наблюдается преобразование дефектной субструктуры стали. Во-первых, обнаруживается рассыпание малоголовых границ кристаллов мартенсита с формированием преимущественно фрагментированной, реже, субзеренной структуры. Во-вторых, изменяется тип дислокационной субструктуры: в объеме фрагментов и субзерен выявляется дислокационная субструктура в

виде хаотически распределенных дислокаций; в объеме кристаллов отпущенного мартенсита – структура дислокационного хаоса и сетчатая субструктура. В-третьих, снижается скалярная плотность дислокаций. В кристаллах отпущенного мартенсита скалярная плотность дислокаций в снижается до $5 \cdot 10^{10}$ см$^{-2}$; в субзеренной структуре составляет $(1,0 – 1,5) \cdot 10^{10}$см$^{-2}$.

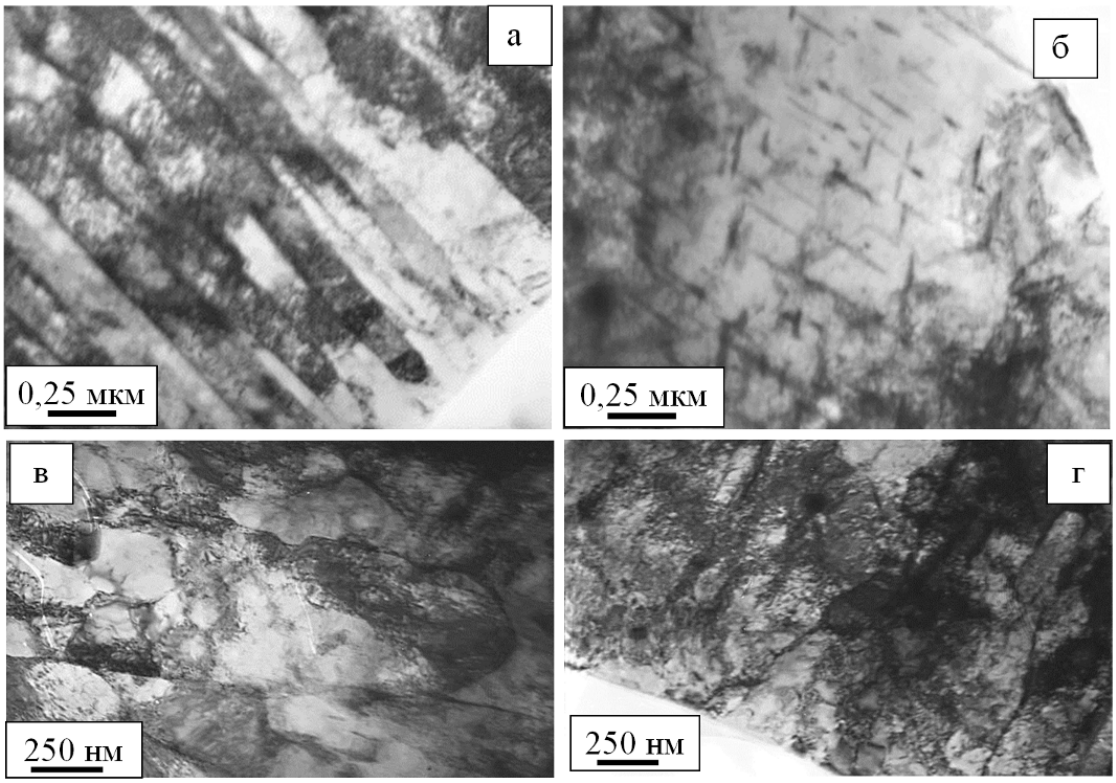


Рисунок 1 – Электронно-микроскопическое изображение структуры стали Hardox 400 перед формированием наплавки

Структуру и элементный состав наплавки анализировали в двух сечениях – в сечении, параллельном поверхности наплавки, и в сечении, перпендикулярном наплавленному слою.

В сечении, параллельном поверхности изделия, наплавка имеет островковую структуру. Островки размерами 15-20 мкм разделены прослойками толщиной 3–5 мкм. Островки и прослойки, их разделяющие, структурированы. Размеры областей субструктуры островков изменяются от 0,25 до 0,5 мкм, прослоек – от 1,5 до 2,5 мкм.

Установлено, что наплавка является пористым материалом. Размеры пор изменяются в пределах от 0,3 до 1,5 мкм. Количество микропор на единицу площади поверхности наплавки $3,1 \cdot 10^4$ мм$^{-2}$.

Анализ поперечного шлифа наплавки на стали, позволил выявить многослойную структуру, представленную собственно слоем наплавки, переходным слоем и слоем термического преобразования стали.

Установлено, что кристаллизация собственно наплавки сопровождается формированием столбчатой структуры, которая ориентирована практически перпендикулярно поверхности наплавки (поверхности образца стали). Столбчатая структура представлена чередующимися слоями толщиной 8-10 мкм, различающимися типом субструктуры и, соответственно, контрастом травления. Слои первого типа характеризуются пластинчатой структурой, ориентированной вдоль оси слоя. Толщина пластинок и прослоек, их разделяющих, изменяется от 50 до 100 нм.

Слои второго типа имеют структуру пластинчатого и глобулярного типа. По мере удаления от поверхности наплавки пластинчатая структура слоев первого типа вырождается и на границе с переходным слоем полностью исчезает. Особенностью переходного слоя является глобулярный тип структуры. Размеры глобул изменяются от 1,5 до 3,0 мкм. Глобулы фрагментированы, т.е. разбиты на некоторое количество областей.

Очень важным при формировании наплавки является вопрос о состоянии границы раздела материала наплавки и стали. Результаты исследования позволяют заключить, что граница раздела характеризуется наличием микротрещин, микропор, расположенных строчками, и протяженных прослоек второй фазы. Следует отметить, что микротрещины располагаются как вдоль границы раздела,

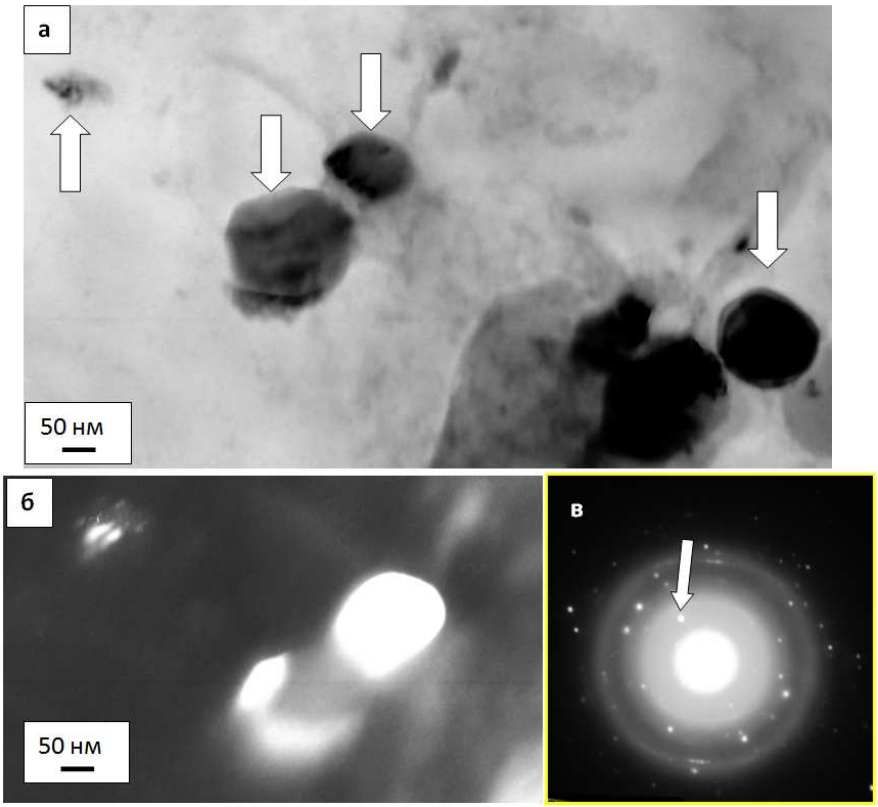
так и под некоторым углом к ней, распространяясь в объем стали и/или наплавки.

Микрорентгеноспектральный анализ островков и прослоек, их разделяющих, позволил выявить расслоение материала наплавки по углероду и карбидообразующим элементам (Ti и Cr). Из анализа результатов отметим, что прослойки, разделяющие островки, обогащены C и Ti.

Из анализа дифрактограмм, полученных с поверхности наплавки на стали Hardox 400, отметим, что основной фазой исследуемой наплавки является α-Fe, средний размер областей когерентного рассеяния которого D = 20 нм. Выявленный параметр кристаллической решетки α-Fe несколько выше, чем у α-Fe**,** не содержащего примеси (a = 0,2866 нм). Последнее означает, что кристаллическая решетка α-фазы наплавки обогащена атомами внедрения (C).

Упрочняющими фазами исследуемой наплавки являются карбид железа состава Fe_3C, объемная доля которого 10 %, и карбоборид железа состава $Fe_{23}(CB)_6$, объемная доля которого 32 %. Следует отметить, что данные фазы являются ожидаемыми, так как основным карбидо- и боридообразующим элементом наплавляемого материала является именно железо.

В результате индицирования микроэлектронограмм, полученных с экстрагированных частиц, выявлены рефлексы следующих фаз: $Fe_{23}(C, B)_6$; FeB; Fe_3C; $(Fe, Si)_3B$. Изображения частиц карбоборида железа состава $Fe_{23}(C, B)_6$ приведены на рисунке 2.



а – светлопольное изображение; б – темное поле, полученное в рефлексе [331]$Fe_{23}(C, B)_6$;
в – микроэлектронограмма (стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле);
на (а) стрелками указаны частицы карбоборида железа

Рисунок 2 – Частицы карбоборида железа состава $Fe_{23}(C, B)_6$, формирующиеся в наплавке

Размеры экстрагированных частиц изменяются от 40 до 200 нм. Форма частиц преимущественно глобулярная, реже – пластинчатая (игольчатая). Выявленные частицы в большинстве случаев разбиты на фрагменты, что отчетливо выявляется на темнопольных изображениях (рисунок 2).

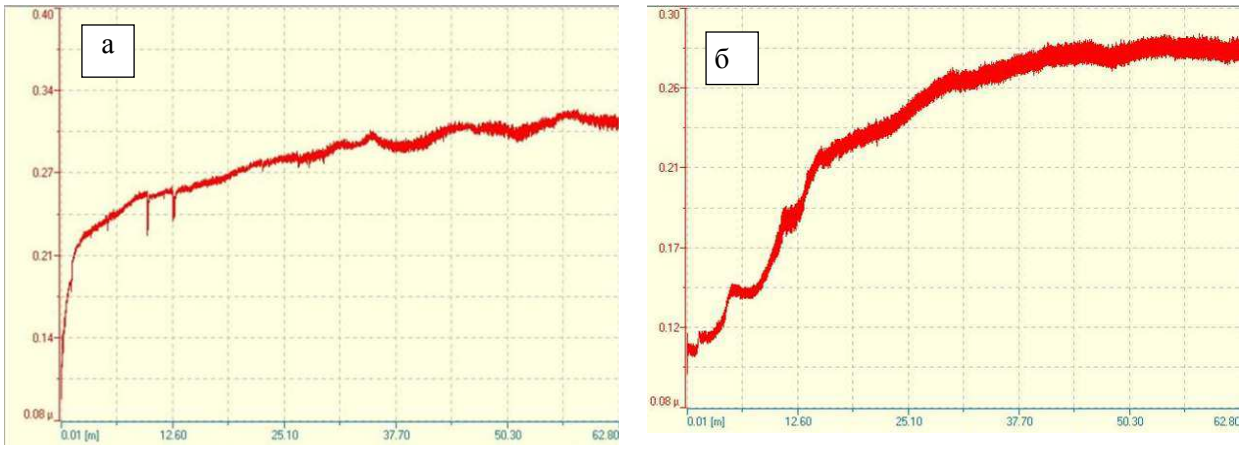
Одной из прочностных характеристик материала является микротвердость. Установлено, что микротвердость наплавленного покрытия остается неизменной по всей глубине до 4,0 мм. Среднее значение микротвердости упрочненного слоя составляет 700 *HV*, что в 2,3 раза больше микротвердости основного материала. Сформированная наплавка обладает сравнительно высокими значениями износостойкости (таблица 1). Анализируя результаты трибологических испытаний, можно заключить, что формирование на поверхности стали Hardox 400 наплавки приводит к увеличению износостойкости материала в 2 раза.

Важной трибологической характеристикой материала является коэффициент трения. На ри-

сунке 3 представлены зависимости коэффициента трения от расстояния, пройденного контртелом при испытаниях материала на износостойкость. Значения величины коэффициента трения для стали Hardox 400 и наплавки, приведенные в таблице 1, показывают, что значения коэффициента трения наплавки в ~1,2 раза ниже, чем у подложки.

Таблица 1 – Результаты трибологических испытаний

Материал исследования	S, мкм^2	$<\mu>$	μ_{min}	μ_{max}
Исходная сталь	19,5	0,28	0,098	0,321
Наплавка на сталь	9,9	0,235	0,099	0,286
Примечание. *S* – площадь поперечного сечения канавки износа образца; $<\mu>$ – среднее значение коэффициента трения; μ_{min} – минимальное значение коэффициента трения; μ_{max} – максимальное значение коэффициента трения.				



а – сталь в исходном состоянии; б – наплавка

Рисунок 3 – Зависимость коэффициента трения от длины пробега контртела по поверхности образца

Формирование на поверхности стали наплавки приводит к следующим изменениям поведения коэффициента: (1) появляется начальная стадия почти линейного роста коэффициента трения с небольшими флуктуациями; (2) выявляется сравнительно протяженная начальная стадия износа с низким (0,16 – 0,25) и стабильным коэффициентом трения (рисунок 3, б), что указывает на преимущественно абразивный механизм износа на этой стадии; (3) после окончания начальной стадии, как коэффициент трения, так и амплитуда флуктуаций изменяются по кривой с максимумом с переходом в установившийся режим, где эти характеристики близки к характеристикам подложки.

Библиографический список

1. Патон Б.Е. Современные направления исследований и разработок в области сварки и прочности конструкций // Автомат. сварка. – 2005. – № 10. – С. 7–13.

2. Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Vorobiev S.V., Konovalov S.V. Fatigue of steels modified by high intensity electron beams. – Cambridge, Cambridge International Science Publishing Ltd, 2015. 272 p.

3. Воробьева Г.А. Складнова Е.Е., Леонов А.Ф., Ерофеев В.К. Инструментальные материалы. – СПб.: Политехника, 2005. – 268 с.

4. Капралов Е.В. Структура и свойства композиционных износостойких наплавок на сталь / Е. В. Капралов, Е. А. Будовских, В. Е. Громов, С.В. Райков, Ю.Ф. Иванов. – Новокузнецк: Изд. центр СибГИУ, 2014. – 109 с.

УДК 538.911:669-1: 53.097: 621.793

МОДИФИЦИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ КАРБОБОРИРОВАНИЕМ*

Кобзарева Т.Ю.[1], Громов В.Е.[1], Иванов Ю.Ф.[2,3], Будовских Е.А.[1]

[1]Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, kobzarevatanya@mail.ru
[2]Институт сильноточной электроники СО РАН,
г. Новосибирск, Россия,
[3] Томский политехнический университет,
г. Томск, Россия, yufi55@mail.ru

Аннотация: *В работе проведены исследования, направленные на выявление изменений в поверхностном слое титанового сплава ВТ6 после электровзрывного легирования с навеской порошка карбида бора. В результате исследования выявлено, что электровзрывное легирование поверхностного слоя образцов титанового сплава ВТ6 приводит к модификации слоя, толщина которого изменяется от 10 мкм до 50 мкм. Поверхностный слой после обработки имеет градиентную структуру, а его элементный состав в зависимости от расстояния до поверхности легирования изменяется.*

Ключевые слова: *карбид бора, электровзрывное легирование, углеграфитовые волокна, упрочнение, структура, элементный состав.*

Введение

Одним из перспективных конструкционных металлов на сегодняшний день является титан и его сплавы. На сегодняшний день известно более ста типов титановых сплавов. Однако только около 30 % титановых сплавов нашли свое применение в различных областях: авиации, ракетотехнике, судостроении, химической промышленности, медицине. Так, титановые сплавы применяется для изготовления крупногабаритных сварных и сборных конструкций летательных аппаратов, для изготовления баллонов, работающих под внутренним давлением в широком интервале температур от 196 до 450 °С, и целого ряда других конструктивных элементов [1 – 5]. Титан и его сплавы характеризуются отсутствием хладноломкости, высокой пластичностью и прочностью и коррозионной стойкостью, особенно в окислительных и хлорированных средах, а также обладают низкими антифрикционными свойствами [6]. Помимо перечисленного данные материалы обладают низкой износостойкостью, высокой склонностью к налипанию, большим коэффициентом трения в паре с большинством материалов [7]. Перечисленные недостатки титановых сплавов ограничивают их использование при изготовлении деталей, подверженных трению.

В настоящее время остро стоит вопрос о выборе эффективного метода защиты деталей и изделий из различных материалов. В процессе эксплуатации их поверхностные и приповерхностные слои наиболее подвержены разрушению, поэтому нанесение на рабочие части деталей защитных и упрочняющих покрытий эффективно и экономически выгодно. Ресурс работы деталей, на которых получены такие покрытия, зависит от состава покрытия и его качества, а долговечность покрытий в свою очередь во многом зависит от того, каким способом оно сформировано [8].

Для улучшения свойств поверхностей изделий из титана и его сплавов наносят различные покрытия с целью их защиты от внешних воздействий (температуры, давления, коррозии, эрозии и так далее) [9 – 10]. При нанесении покрытий решается две важных задачи: изменение исходных физико-химических свойств поверхности обработки, а также восстановление свойств, размеров, массы поверхности воздействия в условиях эксплуатации.

Одним из перспективных способов модификации поверхности металлов и сплавов является метод электровзрывного легирования (ЭВЛ), в котором инструментом воздействия на поверхность являются импульсные плазменные струи, формируемые при разряде емкостных накопителей энергии через токопроводящий материал. Рабочее вещество ускорителя плазмы служит как для нагрева поверхностного слоя модифицируемого материал, так и для его легирования [11]. Основное преимущество ЭВЛ перед другими аналогичными способами обработки поверхности, использующими плазму

* Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ (проект № 15-08-03411а) и государственного задания Минобрнауки (№ 2708 и № 3.1496.2014/К).

The study was supported by the grant of the Russian Foundation for Basic Research (RFBR projects 15-08 - 03411a), and Ministry of Education and Science of Russia (projects № 2708 and № 3.1496.2014/K).

взрывчатых веществ и магнитоплазменных компрессоров, состоит в том, что в качестве плазмообразующего вещества, которое собственно и вносится в поверхностный слой мишени, могут быть использованы любые электропроводящие материалы – тонкие фольги металлов и сплавов, углеграфитовые и другие волокна. В область взрыва могут быть помещены порошковые навески того или иного вещества. Они увлекаются формируемой струей и переносятся на облучаемую поверхность, частично переходя в плазменное состояние. Таким образом, ЭВЛ позволяет в едином технологическом цикле провести оплавление поверхностного слоя детали, выполнить ее жидкофазное легирование продуктами взрыва проводников с последующей скоростной самозакалкой. Для реализации технологии ЭВЛ могут быть использованы промышленные разрядно-импульсные установки, обладающие конструктивной простотой, высокой надежностью и сравнительно низкой стоимостью.

Целью данного исследования, является анализ структурного состояния модифицированного слоя, сформированного методами электровзрывного легирования.

Материал и методика исследований

В качестве материала исследований был использован сплав на основе титана ВТ6. Химический состав сплава соответствовал ГОСТ 19807-91.

Модификацию поверхностного слоя осуществляли методами электровзрывного легирования [11, 12]. В качестве взрываемого проводника использовали фольгу титана толщиной 0,1 мкм. В область взрыва на титановую фольгу помещали навески порошка карбида бора B_4C (масса навески порошка 496 мг). Для электровзрывного легирования использовали модифицированную лабораторную электровзрывную установку типа ЭВУ 60/10 (энергоемкость – 60 кДж; собственная частота разряда – 10 кГц; максимальное значение заряда – 5 кВ; максимальная производительность 10 цикл/ч; средняя потребляемая мощность – 0,55 кВт) с характерными значениями поглощаемой плотности мощности при обработке поверхности материала ~10^9 Вт/м^2, давлении в ударно-сжатом слое плазмы вблизи облучаемой поверхности 10^6–10^7 Па, времени обработки ~100 мкс, толщины зоны легирования в ее центральной области 20-40 мкм. Условия для осуществления импульсного жидкофазного легирования задавали величиной зарядного напряжения накопителя энергии ускорителя, диаметром канала сопла и расстоянием от его среза до образца. Формирование плазменного потока осуществляли при следующих параметрах работы установки: U= 2,4 кВ.

Исследование структуры модифицированного материала осуществляли методами сканирующей электронной микроскопии. Элементный состав поверхностного слоя анализировали методами микрорентгеноспектрального анализа.

Результаты исследований и их обсуждение

Характерные изображения структуры поверхности, формирующейся при электровзрывном легировании сплава титана ВТ6, демонстрирующие высокоразвитый рельеф, представлены на рисунке 1. Масштаб элементов структуры поверхности легирования изменяется в очень широком интервале – от сотен микрометров (рисунок 1, а) до десятков-сотен нанометров (рисунок 1, б, в).

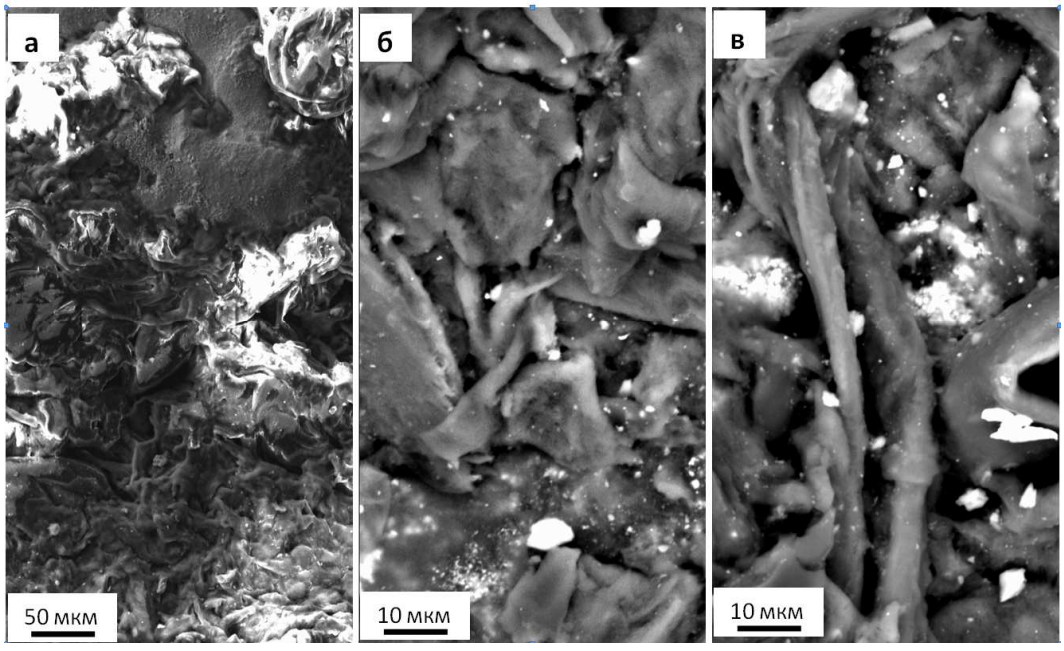
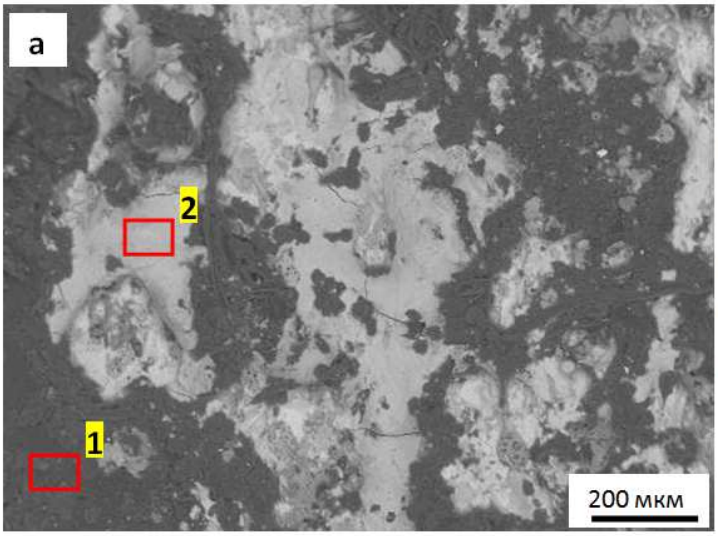


Рисунок 1 – Структура поверхности модификации сплава на основе титана ВТ6, подвергнутого электровзрывному легированию

Таким же неоднородным является и распределение легирующих элементов в модифицируемом слое. На качественном уровне этот факт выявляется при исследовании поверхности легированного материала в обратно отраженных электронах. Выявляемый (рисунок 2, а) черно-белый контраст свидетельствует о формировании областей, обогащенных относительно тяжелым элементом (титан) и относительно легкими элементами (углерод и бор). Методами микрорентгеноспектрального анализа различие элементного состава областей поверхности легирования можно охарактеризовать на количественном уровне. Анализируя результаты, представленные в таблице, расположенной на рисунке 2, можно отметить, что коэффициент неоднородности в распределении легирующих элементов в поверхностном слое (отношение суммарного количества бора, углерода и кислорода в светлых и темных областях) достигает 2,8. Таким образом, электровзрывное легирование титана порошком карбида бора приводит к формированию в поверхностном слое объемов, концентрация легирующих элементов в которых различается более чем в 2,5 раза.



Элемент	Спектр 1	Спектр 2
	Вес. %	Вес. %
B K	7.51	5,03
C K	73.87	7,97
O K	18.55	22,99
Ti K	0.07	59,29
Al K	0,0	2,82
V K	0,0	1,9

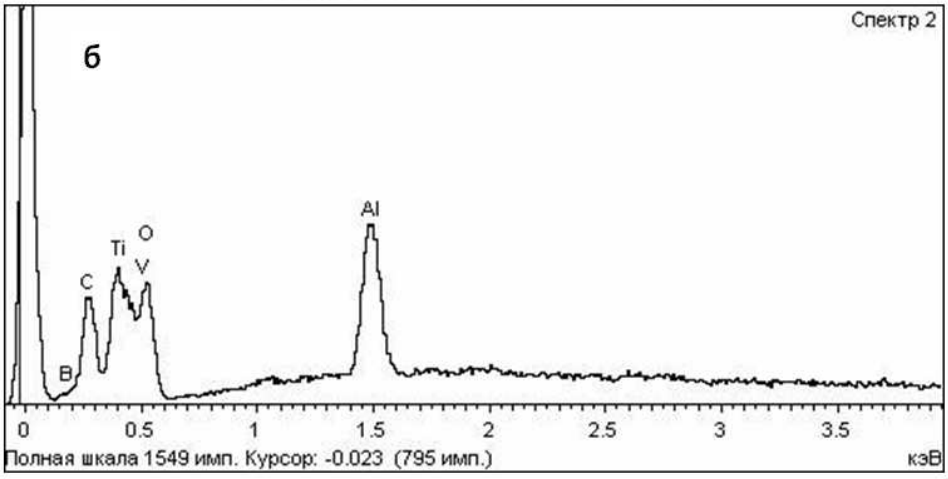


Рисунок 2 – Структура поверхности модификации сплава на основе титана ВТ6, подвергнутого электровзрывному легированию (а); б – энергетический спектр, полученный с участка № 2.
В таблице приведены результаты микрорентгеноспектрального анализа участков, указанных на (а)

Высокий уровень неоднородности структуры модифицированного слоя и по толщине и по распределению легирующих элементов более наглядно выявляется при исследовании строения поперечных шлифов. Вследствие высокоразвитого рельефа поверхности общая толщина легированного слоя изменяется в пределах от 10 мкм до 50 мкм (рисунок 3).

По морфологическому признаку (степени травимости) в легированном объеме можно выделить минимум четыре слоя: поверхностный (рисунок 4, слой 1), промежуточный (рисунок 4, слой 2), переходный (рисунок 4, слой 3) и слой термического влияния, плавно переходящий в основной объем образца.

Следует отметить, что различие в степени травимости наблюдается не только между слоями, но и в пределах каждого слоя (рисунок 4, б). Выявленные слои характеризуются определенной субструктурой, размеры элементов которой изменяются в пределах 1 мкм (рисунок 4, в, г).

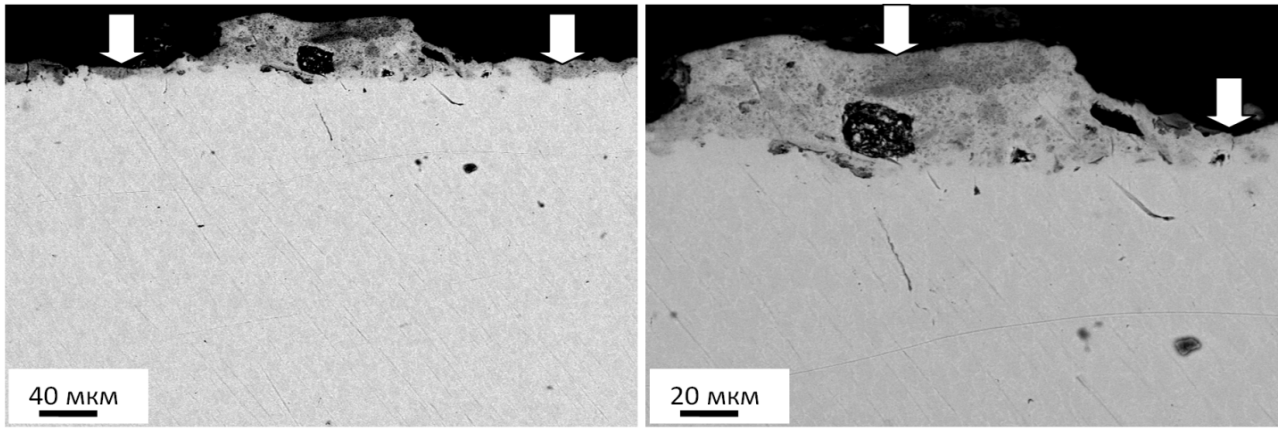


Рисунок 3 – Строение модифицированного слоя образца титанового сплава ВТ6, подвергнутого электровзрывному легированию порошком карбида бора
(стрелками указана поверхность модифицирования)

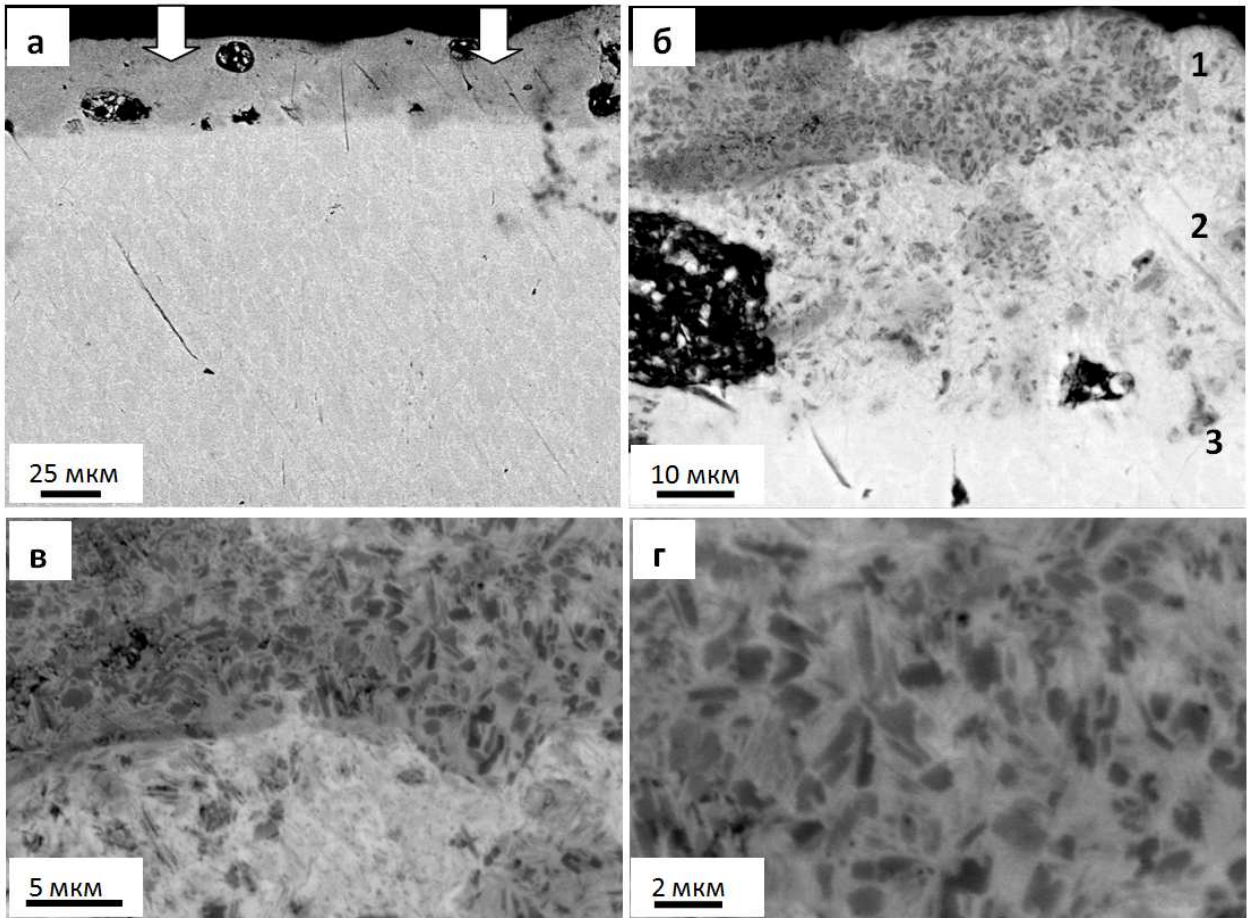
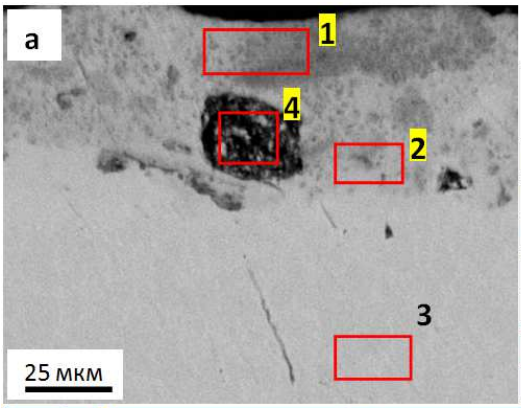


Рисунок 4 – Структура поперечного шлифа сплава на основе титана ВТ6, подвергнутого электровзрывному легированию. Поверхность легирования указана на (а) стрелками
(цифрами на (б) обозначены поверхностный, промежуточный и переходный слои, соответственно)

Разный уровень травимости указанных слоев свидетельствует об их различии в фазовом и элементном составе. Элементный состав слоев изучали методами микрорентгеноспектрального анализа. Пример анализа элементного состава легированного слоя представлен на рисунке 5.

Анализируя результаты, представленные в таблице на рисунке 4, можно выявить определенную закономерность в расположении легирующих элементов (углерод и бор). А именно, с увеличением расстояния от поверхности легирования (спектры 1-3) концентрация атомов бора и углерода снижается. В отдельных случаях в легированном слое обнаруживаются области округлой формы (рисунок 4, участок 4), существенно отличающиеся от окружающего объема материала и структурой и

элементным составом. Основными элементами данных областей являются углерод, кислород и кремний (рисунок 4, таблица, спектр 4). Можно предположить, что данные области сформировались в процессе механической шлифовки модифицированного электровзрывным методом материала в результате внедрения в поверхность шлифа частиц шлифовальной пасты и последующего травления приготовленного шлифа, и, следовательно, могут быть отнесены к артефактам приготовления объекта исследования, а не к элементам структуры материала.



Элемент	Спектр 1	Спектр 2	Спектр 3	Спектр 4
	Атомный%	Атомный%	Атомный%	Атомный%
B K	40.75	10.28	0.0	0.0
C K	13.22	10.42	4.77	49.93
O K	0.0	0.0	0.0	24.29
Si K	0.0	0.0	0.0	5.3
Al K	3.62	5.1	9.97	1.61
Ti K	40.85	55.12	82.24	17.88
V K	1.55	1.99	3.02	0.75

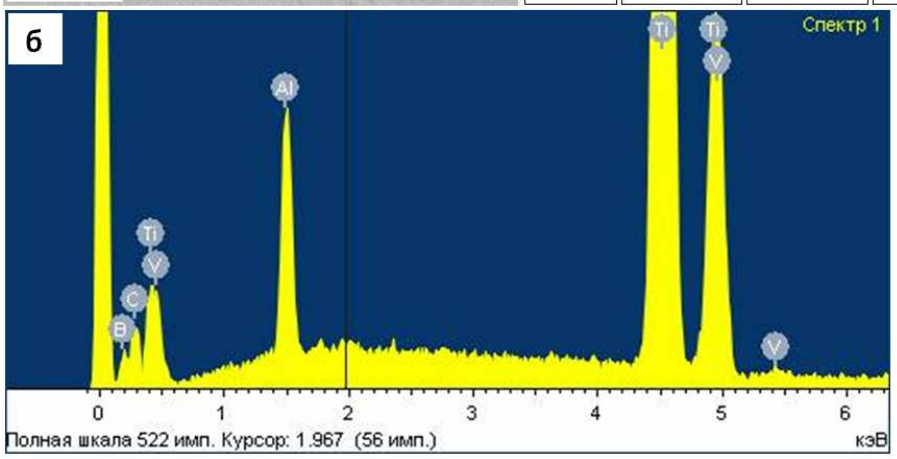


Рисунок 5 – Структура поперечного шлифа сплава на основе титана ВТ6, подвергнутого электровзрывному легированию (а); б – энергетический спектр, полученный с участка № 1. В таблице приведены результаты микрорентгеноспектрального анализа участков, указанных на (а)

Заключение

Выполнено электровзрывное легирование сплава на основе титана ВТ6 порошком карбида бора. Выявлено формирование модифицированного слоя, толщина которого изменяется в пределах от 10 мкм до 50 мкм. Показано, что модифицированный методом электровзрывного легирования поверхностный слой образцов титанового сплава ВТ6 имеет градиентную структуру, характеризующуюся закономерным изменением элементного состава в зависимости от расстояния до поверхности легирования. Следует ожидать, что дополнительная термическая обработка позволит снизить уровень шероховатости и повысить однородность элементного (и, следовательно, фазового) состава модифицированного слоя.

Библиографический список

1. Чечулин, Б. Б. Титановые сплавы в машиностроении / Б. Б. Чечулин, С. С. Ушков, И. Н. Разуваева, В. Н. Гольдфайн. – М.: Машиностроение. 1977. – 247 с.

2. Шмотин, Ю. Н. Новые материалы для перспективного двигателя ОАО «НПО Сатурн» / Ю. Н. Шмотин, Р. Ю. Старков, Д. В. Данилов, О. Г. Оспенникова, Б. С. Ломберг //Авиационные материалы и технологии. – 2012. – №2. – С. 6 – 8.

3. Колачев, Б. А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов: учеб. Для вузов / Б. А. Колачев, В. И. Елагин, В. А. Ливанов. – М.: МИСИС, 1999. – 416 с.

4. Ильин, А. А. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства / А. А. Ильин, Б.А. Колачёв, И.С. Полькин – М.: ВИЛС – МАТИ, 2009. – 520 с.

5. Henriques, V. Titanium production for aerospace applications / A. R. Vinicius Henriques // Jour-

nal of Aerospace Technology and Management. – 2009. – V. 1. – N. 1, P. 7 – 18.

6. Boyer, R. The use of β titanium alloys in the aerospace industry [Текст] / R. R. Boyer, R. D. Briggs // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2005. – V. 14, №. 6. – P. 681 – 685.

7. Полмеар, Я. Легкие сплавы: от традиционных до нанокристаллов / Я. Полмеар. – М.: Техносфера, 2008. – 468 с.

8. Суслов, А. Г. Качество поверхностного слоя деталей машин / А. Г. Суслов. – М.: Машиностроение, 2000. – 320с.

9. Грилихес, С. Я. Электролитические и химические покрытия / С. Я. Грилихес, К. И. Тихонов. – Л.: Химия, 1990. –288 с.

10. Балдаев, Л. Х. Газотермическое напыление : учеб. пособие для вузов / Л. Х. Балдаев, В. Н. Борисов, В. А. Вахалин ; под ред. Л. Х. Балдаева. – М.: Маркет ДС, 2007. – 344 с.

11. Багаутдинов А.Я., Будовских Е.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. Физические основы электровзрывного легирования металлов и сплавов. - Новокузнецк: Изд-во СибГИУ, 2007. – 301 с.

12. Райков С.В., Будовских Е.А., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Ващук Е.С. Формирование структурно-фазовых состояний и свойств поверхности титановых сплавов при электровзрывном легировании и последующей электронно-пучковой обработке. – Новокузнецк: Изд-во «Интер-Кузбасс», 2014. – 267 с.

УДК 621.357

НАНОМОДИФИЦИРОВАНИЕ МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫХ ПОКРЫТИЙ: НАУЧНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ И ЭКОНОМИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ*

Галевский Г.В.[1], Руднева В.В.[1], Черепанов А.Н.[2], Стафецкис Л.[3], Галевский С.Г.[4]

[1]Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия, kafcmet@sibsiu.ru
[2]ИТПМ СО РАН, г. Новосибирск, Россия, ANCHER@itam.nsc.ru
[3]«NeomatCo»,Саласпилс, Латвия, neomat@neomat .lv
[4]Национальный минерально-сырьевой университет «Горный», г. Санкт-Петербург, Россия, feanor1985@mail.ru

Аннотация: *Обобщен опыт применения наноразмерных карбидов и боридов хрома и титана, карбида кремния в качестве компонентов электроосаждаемых композиционных покрытий на основе никеля, цинка, хрома. Определены основные физико-механические свойства покрытий. Проведена технологическая и экономическая оценка и обоснована целесообразность замены высокостоимостных наноалмазов наноразмерными боридами и карбидами.*

Ключевые слова: *карбиды, бориды, плазмотехнологическое производство, наносостояние, композиционные металломатричные покрытия, хромирование, никелирование, цинкование.*

SUPERHARD BORIDES AND CARBIDES: THE DEVELOPMENT OF NANOTECHNOLOGY, FEATURES PROPERTIES, ECONOMIC FORECASTS

G.V. Galevskii[1], V.V. Rudneva [1], A.N. Cherepanov [2] L. Stafetskis[3], S.G. Galevskii[4]

[1]Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia, kafcmet@sibsiu.ru
[2]ITAM SB RAS, Novosibirsk, Russia, ANCHER@itam.nsc.ru
[3]«NeomatCo», Salaspils, Latvia, neomat@neomat.lv
[4]National University of mineral resources "Mountain", St. Petersburg, Russia, feanor1985@mail.ru

Abstract: *Generalized experience of nanosized carbides and borides of titanium, and chromium, silicon carbide as constituents of the electrodepositable coating composition based on nickel, zinc, and chromium. The main physical and mechanical properties of the coatings. Spend a technological and economic*

* Работа выполнена в СибГИУ в рамках проектной части государственного задания Минобрнауки России № 11.1531/2014/К.

evaluation, and the expediency of replacing high-value nanodiamonds nanosized borides and carbides.

Key words: *carbides, borides, plasma technological production nanostate, composite metal-coating, chrome plating, nickel plating, galvanizing.*

Введение

Повышение эксплуатационных требований к материалам постоянно стимулирует разработки в области поверхностного упрочнения. В связи с этим в настоящее время актуальной проблемой является разработка экологически чистых новых технологий упрочнения материалов для целенаправленного изменения структурно-фазового состояния и физико-механических свойств их поверхностных слоев, обладающих рядом преимуществ в сравнении не только с традиционными технологическими процессами гальванотехники, термомеханической, химико-термической обработки, но и методами воздействия, основанными на использовании концентрированных потоков энергии. При этом отмечается устойчивый интерес к высокотемпературным сверхтвердым материалам (алмазам, боридам, карбидам, нитридам и др.) со стороны разработчиков инновационных технологий упрочнения. Проведенный анализ научных и прикладных публикаций, посвященных вопросам поверхностного упрочнения, реализуемого в различных технологических вариантах, взаимодействие с авторами и исполнителями, подтверждают технологическую и экономическую целесообразность использования наноразмерных материалов, т.е. порошков с размером частиц менее 100 нм.

Целью настоящей работы является обобщение и анализ накопленного опыта и результатов, достигнутых авторами в освоении технологий применения нанодисперсных боридов и карбидов хрома, титана и кремния в качестве компонентов гальванических металломатричных композиционных покрытий.

Производство нанопорошков боридов и карбидов.

Гальванические покрытия чрезвычайно широко применяются в технологии современного машиностроения. Уровень традиционных технологических процессов и конструкции оборудования в гальванотехнике практически достиг пика своего развития. Однако современное материаловедение ставит перед исследователями ряд задач по поверхностному упрочнению деталей машин и механизмов, приданию им повышенных механических, антикоррозионных, антифрикционных и эстетических свойств, решение которых невозможно методами традиционной гальванотехники, что определило активную разработку новых направлений в этой области. Одним из таких новых направлений является формирование гальванических композиционных покрытий (ГКП). К данной группе относятся покрытия, осаждаемые в виде тонкого слоя на изделия с электропроводящей поверхностью из электролитов, содержащих дисперсную фазу. Новые композиционные покрытия разработаны на основе матриц из хрома, никеля, цинка, меди, золота, серебра и др. Технология композиционного электроосаждения получила развитие благодаря научным школам профессоров Р.С. Сайфуллина (КГТУ), Г.В. Халдеева (ПГУ), Т.Е. Цупак (РГХТУ), В.Ю.Долматова (СПбГПУ).

Для композиционного электроосаждения традиционно используются микропорошки алмазов, карбидов, боридов, нитридов, силицидов переходных металлов крупностью 1 – 10 мкм. Порошки такой зернистости существенно повышают твердость и износостойкость композиционных покрытий. Однако достаточно высокая крупность порошков и связанное с ней неравномерное распределение частиц в объеме матрицы приводит к повышенной пористости композита и, как следствие, снижению термостойкости, жаропрочности и коррозионностойкости. Эти обстоятельства предопределяют целесообразность технологического применения в процессах электроосаждения нанодисперсных алмазов, боридов и карбидов.

Промышленные технологии синтеза и применения наноразмерных алмазов, или наноалмазов, представлены авторами в работах [1 – 5]. Производство включает в себя детонационный синтез, химическую очистку и кондиционирование продукта. Наноалмазы представляют собой сложный объект с трехслойной структурой, включающей алмазное ядро размером 4-6 нм, переходную оболочку вокруг ядра из рентгеноаморфных структур углерода толщиной 0,4 – 1,0 нм, поверхностный слой, состоящий из атомов углерода, азота, кислорода, водорода. Приемлемое содержание основной примеси – окисляемого углерода – до 0,5 – 1,0 %. При введении в материалы наноалмазы всегда играют роль мощного структурообразователя, обеспечивая дисперсионное упрочнение композиции. Получению оптимального соотношения цена – качество для изделий с наноалмазами, по мнению разработчиков, способствуют относительно низкая себестоимость наноалмазов по сравнению с алмазами статического синтеза и достижение положительного эффекта при введении в материал добавки наноалмазов, как правило, в пределах до 1,0 %. Несмотря на большое число разрабатываемых сфер применения наноалмазов, в настоящий момент лидируют три основные направления: примерно 70 % используемых наноалмазов приходится на финишное полирование, 25 % используется в галь-

ванике и около 5 % – в масляных композициях. С применением наноалмазов разработаны композиционные электрохимические покрытия на основе хрома, никеля, олова, цинка, меди, золота, серебра, алюминия, железа, различных сплавов. При введении наноматериалов в электроосаждаемые покрытия существенно повышаются их микротвердость, износостойкость, антикоррозионная стойкость, улучшается внешний вид, уменьшается пористость. Наряду с достоинствами наноалмазов и преимуществами применения их в технологии ГКП специалисты-гальваники отмечают целый ряд проблемных вопросов их применения: чрезвычайно высокий уровень дисперсности, скорее определяемый способом получения, чем востребованный сферой применения; связанная с этим поставка наноалмазов потребителю в виде водной суспензии, значительная склонность к коагуляции, быстрая потеря седиментационной устойчивости, необходимость реализации сложной многооперационной технологии приготовления и эксплуатации электролита, ограниченный ресурс работы хромалмазных покрытий в условиях повышенных температур (более 473 – 573 К) вследствие разрушения из-за окисления частиц наноалмазов, импрегнированных в поверхностные слои хромовой матрицы, при нагреве обрабатывающего инструмента в процессе эксплуатации.

Промышленная технология производства нанопорошков боридов и карбидов титана, хрома и кремния описана авторами в работах [6 – 12]. Производство включает плазменный синтез и, при необходимости, рафинирование нанопорошков. В таблице 1 приведены параметры боридо- и карбидообразования для условий трехструйного вертикального прямоточного реактора мощностью 150 кВт и основные характеристики боридов и карбидов. Можно видеть, что по содержанию основных фаз и уровню дисперсности вводимые в обращение материалы в целом удовлетворяют требованиям, представленным к компонентам металломатричных композиционных покрытий:

– уровень дисперсности 30 – 60 нм, предопределяющий создание микроравномерного распределения частиц в матрице, устойчивость суспензий, из которых происходит осаждение покрытий, и наиболее полное проявление частицами активности (химического взаимодействия с матрицей, развития диффузионных процессов, упрочнения материала и повышения его коррозионной стойкости);

– однородность по фазовому составу, определяющая идентичность поведения частиц в электролите и покрытии, локальную воспроизводимость эксплуатационных свойств покрытия;

– однородность по химическому составу, предполагающая минимальное количество примесей, в первую очередь свободного углерода: выявлены не всегда преодолимые технологические трудности, возникающие при использовании нанокарбидов с повышенным содержанием свободного углерода;

– контролируемое состояние поверхности частиц (газонасыщенность, наличие оксидных пленок и.т.д.), оказывающее существенное влияние на развитие в электролите – суспензии таких негативных процессов, как жидкостная коалесценция;

– высокая коррозионная устойчивость, обеспечивающая постоянство состава суспензий и технологических параметров электроосаждения;

– высокая термоокислительная устойчивость, обеспечивающая такую важную эксплуатационную характеристику покрытия, как окалиностойкость.

Металломатричные композиционные покрытия с нанокомпонентами

Ниже приведены основные характеристики покрытий с нанокомпонентами: хром, никель – карбид кремния, никель – карбонитрид, борид хрома, никель – карбид, борид титана, цинк – борид хрома (таблица 2). Условия электроосаждения, структура и свойства покрытий подробно описаны в работах [13 – 17]. Анализ полученных результатов свидетельствует об идентичности процессов композиционного хромирования, никелирования, цинкования и позволяет выделить в качестве основных факторов повышения эксплуатационных покрытий следующие:

– нанопорошки боридов и карбидов представлены частицами, близкими по форме к сферическим или овальным, не имеющими острых кромок; обладают высокой химической и адсорбционной активностью, образуют устойчивые к седиментации и коагуляции электролиты – суспензии; из-за малых массы и размера эффективно переносятся к покрываемой поверхности;

– во время электроосаждения взвешенные в электролите боридные и карбидные частицы взаимодействуют с поверхностью растущего осадка благодаря гидродинамическим, молекулярным и электростатическим силам, что приводит к образованию композиционного покрытия;

– при электролитическом осаждении хрома, никеля и цинка наночастицы выступают в качестве центров кристаллизации, от которых начинается кристаллизация металла; при этом вследствие большого количества частиц, участвующих в процессе, кристаллизация носит массовый многозародышевый характер, а образующиеся покрытия имеют малые размеры структурных фрагментов, характерный матовый цвет и практически беспористы;

Таблица 1 – Параметры боридо- и карбидообразования и основные характеристики нанопорошков

Параметры синтеза и характеристики	CrB_2	$Cr_3(C_{0,8}N_{0,2})_2$	TiB_2	TiC	SiC
Состав газа-теплоносителя, % об.: – азот/водород/метан	74/25/1	99/–/1	74/25/1	99/–/1	99/–/1
Технологический вариант синтеза	$Cr+B+H_2$	$Cr+CH_4$	$Ti+B+H_2$	$Ti+CH_4$	$Si+CH_4$
Производительность по сырью, кг/ч	3,6	3,1	3,6	3,2	3,0
Количество бора в шихте, % от стехиометрического	100-120	–	100-120	–	–
Количество карбидизатора, % от стехиометрического	–	120-140	–	120-140	120-140
Начальная температура плазменного потока, К	н.м. 5400	н.м. 5400	н.м. 5400	н.м. 5400	н.м. 5400
Температура закалки, К	2600-2800	2000-2200	2600-2800	2600-2800	2800-3000
Фазовый состав	CrB_2	$Cr_3(C_{0,8}N_{0,2})_2$	TiB_2	TiC	β-SiC
Содержание основной фазы, %	92-93	92-93,5	92-93	93-93,5	91-92
Выход основной фазы, %	91-92	90,5-91,5	91,5-92,5	92-92,5	87-90
Производительность, кг/ч	3,0	3,4	3,4	3,7	4,05
Интенсивность, кг/ч·м^3	1364	2010	1980	2105	2200
Удельная поверхность, м^2/кг	33000-35000	31000-35000	46000-48000	33000-35000	40000-44000
Размер* частиц, нм	42,0	34,0	36,0	35,0	55,0
Форма частиц	Шаровидная	Шаровидная	Шаровидная	Огран. куб.	Огран.
Окисленность** нанопорошка x10^7, кг O_2/м^2	9,0-9,7	8,0-10,0	5,8-7,6	8,5-9,5	6,5-8,0
* – рассчитывался по величине удельной поверхности; ** – определялась после выдержки на воздухе в течение 24 ч.					

Таблица 2 – Основные физико-механические свойства композиционных покрытий с нанокомпонентами

Покрытия	Свойства					
	Микротвердость ±0,3 ГПа	Прочность сцепления, МПа	Износостойкость**	Скорость окисления** Т=1173К	Внутренние напряжения, МПа	Токи коррозии, мкА/см^2
Хром	5,4	27,9-28,8	1			
Cr – НП SiC	9,7	29,3-30,4	2,5	*	*	*
Cr – МП SiC	8,9	28,4-29,2	2,2			
Никель	2,2	29,1-30,3	1	2,55	1,36	0,17
Ni – НП $Cr_3(C_{0,8}N_{0,2})_2$	4,5	29,8-32,1	1,72	1	0,50	0,02
Ni – МП Cr_3C_2	3,2	28,9-30,2	1,54	1,34	0,78	0,11
Ni – НП CrB_2	4,6	31,2-33,3	1,69	1	0,41	0,02
Ni – МП CrB_2	3,5	29,8-30,6	1,52	1,17	0,72	0,10
Ni – НП TiC	4,4	30,7-32,8	1,70	1	0,52	0,03
Ni – МП TiC	3,3	29,2-29,6	1,50	1,31	0,78	0,12
Ni – НП TiB_2	5,3	29,5-32,2	1,76	1	0,54	0,02
Ni – МП TiB_2	3,3	29,1-31,2	1,47	1,24	0,79	0,11
Цинк	1,0	*	*	*	*	1,0***
Zn – НП CrB_2	1,2					2,3***

* – не определялось;
** – приведены относительные значения;
*** – приведена коррозионная стойкость по ГОСТ 9.308-85, относительные значения;
НП – нанопорошок
МП – микропорошок

– совокупность практически безинерционного массопереноса частиц и массовой кристаллизации металлов обеспечивает равномерное осаждение покрытий на эквипотенциальных поверхностях;

– малый размер частиц кристаллитов металла обеспечивает точное копирование микрорельефа поверхности, что увеличивает общую поверхность и прочность сцепления композиционного покрытия с основой;

– повышение качества покрытия – коррозионной стойкости и микротвердости – достигается при малом содержании боридов и карбидов в покрытии (0,5 – 1,0) %, что делает процесс экономичным.

Следовательно, в отличие от микропорошков нанопорошки боридов и карбидов являются не только наполнителем или второй фазой, а выступают в качестве сильного модификатора – структурообразователя в процессе электрокристаллизации металлов, что и приводит к образованию высокодисперсной беспористой структуры покрытия с повышенной коррозионной стойкостью, микротвердостью и износостойкостью.

Для оценки возможности замены нанопорошками карбидов и боридов наноалмазов в процессах хромирования, никелирования и цинкования проведено сопоставление характеристик композиционных покрытий на основе хрома, никеля и цинка с алмазными, карбидными и боридными нанокомпонентами (таблицы 3 – 5). Можно видеть (таблица 3), что хром-карбидные покрытия имеют сопоставимые с хром-алмазными износостойкость, микротвердость, коррозионную стойкость, более высокий ресурс работы при эксплуатации в условиях температур выше 473 – 573 К.

Таблица 3 – Сравнительные характеристики покрытий на основе хрома с нанопрошками карбида кремния SiC и алмаза

Условия электроосаждения и достигаемые результаты		Технологические варианты					
		1	2	3	4	5	6
Состав электролита, кг/м^3	Хромовый ангидрид	250	250	250	250	250	260
	Кислота серная	3	3	3	3	3	0,34
	Хром трехвалентный	8	8	8	8	8	-
	Калий кремнефтористый	-	-	-	-	-	19
	Барий сернокислый	-	-	-	-	-	7
	НП карбида кремния	4	6	7	8	10	-
	НП алмаза	-	-	-	-	-	20
Режим осаждения	Температура, К	328	328	328	328	328	331
	Плотность тока, А/дм^2	55	55	55	55	55	55
Результаты	Износостойкость*	096	1,0	1,05	1,07	1,08	1,0
	Микротвердость, ГПа	8,9	9,0	9,1	9,15	9,15	9,0
	Коррозионная стойкость*	0,96	1,05	1,07	1,10	1,10	1,0
	Срок службы при эксплуатации при температуре выше 473-573 К*	1,1	1,50	1,70	2,00	2,06	1,0
	Стоимость 1 м^3 электролитной суспензии*	0,13	0,16	0,18	0,20	0,23	1,0
*Износостойкость, коррозионная стойкость, срок службы при эксплуатации при температуре выше 473-573 К, стоимость 1 м^3 электролитной суспензии приведены по отношению к варианту 6, для которого значения этих показателей приняты за 1,0.							

При замене наноалмазов наноразмерными боридом и карбидом хрома при никелировании и цинковании покрытия также получаются с мелкозернистой структурой, практически беспористые при сопоставимой коррозионной стойкости (таблицы 4 и 5). Следовательно, нанопорошки карбидов и боридов могут использоваться в технологии гальванического композиционного хромирования, никелирования, цинкования.

Экономическая оценка

Проведенный комплекс исследований подтверждает технологическую и экономическую целесообразность замены наноалмазов наноразмерными боридами и карбидами в технологии гальванического композиционного никелирования, хромирования и цинкования. При сопоставимых характе-

ристиках и ресурсах работы упрочненных ими деталей при замене наноалмазов достигаются следующие технологические и экономические преимущества: значительно упрощается и ускоряется технология приготовления электролита-суспензии; в 2,5 раза возрастает скорость осаждения покрытий; в 8 – 10 раз снижается стоимость 1 м^3 электролита-суспензии. При замене 1 т наноалмазов нанопорошками боридов и карбидов экономическая эффективность составляет 135 млн. руб.

Таблица 4 – Сравнительные характеристики покрытий на основе никеля с нанопорошками алмаза (НА) и карбида хрома (КХБ)

Условия электроосаждения и достигаемые результаты		Варианты		
		Ni	Ni+НА	Ni+КБХ
Состав электролита, кг/м^3	Никель сернокислый семиводный	245	245	245
	Борная кислота	30	30	30
	Натрий хлористый	20	20	20
	Натрий фтористый	6	6	6
	НП алмаза	-	10	-
	НП карбида хрома	-	-	10
Режим подготовки электролитной суспензии	Продолжительность смешивания нанопорошка и электролите, час	-	40 – 80	0,5
	Продолжительность ультразвуковой обработки с частотой 20 кГц, час	-	1 – 2	-
	Катодная плотность тока, кА/м^2	-	0,01 – 0,02	0,01 – 0,02
	Продолжительность переработки электролитной суспензии, час	-	2	2
Условия электролиза	Температура электролита, ºС	50 – 55	50 – 55	50 – 55
	pH электролита	5,0 – 5,5	5,0 – 5,5	5,0 – 5,5
	Катодная плотность тока, кА/м^2	0,5	0,5	1
	Объем ванны никелирования, м^3	0,6	0,6	0,6
	Перемешивание электролита	нет	есть	есть
Результаты	Толщина покрытия, мкм	40	40	40
	Содержание нанопорошка в покрытии, %	-	0,74	0,77
	Микротвердость(Р=0,49Н)±0,21, ГПА	2,0	5,2	6,0
	Повышение износостойкости, отн.ед.	1,0	3,0	3,5
	Повышение коррозионной стойкости, отн.ед.	1,0	16,7	12,2
	Ресурс работы нитевых датчиков крутильных машин, мес.	4	11,5	12
	Стоимость 1 м^3 электролита – суспензии, отн.ед.	-	1	7,5

Таблица 5 – Сравнительные характеристики покрытий на основе цинка с нанопорошками алмаза (НА) и карбида хрома (КХБ)

Условия электроосаждения и достигаемые результаты		Варианты		
		Zn	Zn +НА	Zn +КБХ
Состав электролита, кг/м^3	Оксид цинка	10	10	10
	Гидрооксид натрия	100	100	100
	Органическая добавка	4	4	4
	НП алмаза	-	10	-
	НП карбида хрома	-	-	10
Режим подготовки электролитной суспензии	Продолжительность смешивания нанопорошка и электролите, час	-	40–80	0,5
	Продолжительность ультразвуковой обработки с частотой 20 кГц, час	-	1–2	-
	Катодная плотность тока проработки электролитной суспензии, кА/м^2	-	0,01–0,02	0,01–0,02
	Продолжительность переработки электролитной суспензии, час	-	2	2

Продолжение таблицы 5

Условия электроосаждения и достигаемые результаты		Варианты		
		Zn	Zn +НА	Zn +КБХ
Условия электролиза	Температура электролита, ºС	25–28	25–28	25–28
	Катодная плотность тока, кА/м^2	0,2	0,2	0,5
	Объем ванны цинкования, м^3	0,5	0,5	0,5
	Перемешивание электролита	нет	есть	есть
Результаты	Толщина покрытия, мкм	10	10	10
	Содержание нанопорошка в покрытии, %	-	0,70	0,64
	Микротвердость(Р=0,2Н)±0,10, ГПА	1,00	1,30	1,20
	Коррозионная стойкость*, час	40	95	90
	Ресурс работы ножей кристаллизаторов, мес.	1	4	4
	Стоимость 1 м^3 электролита – суспензии, тыс.руб.	-	650	85
Состав раствора для пассивации фосфатированием, кг/м^3	Оксид цинка	10	10	10
	Натрий фосфорнокислый	50	50	50
	Натрий азотнокислый	10	10	10
Условия фосфатирования	Температура, ºС	70–75	70–75	70–75
	Продолжительность, час	0,5	0,5	0,5
Результаты	Коррозионная стойкость, час	52	205	200
	Ресурс работы ножей кристаллизаторов, мес.	1	10	10
*Коррозионная стойкость покрытия определялась по ГОСТ9.308-85 методом испытания по воздействию нейтрального соляного тумана (5 %-ный раствор хлорида натрия при температуре 35 ºС).				

Заключение

Проведенный анализ результатов исследования применения наноразмерных алмазов, боридов и карбидов в гальванических металломатричных композиционных покрытиях показывает, что сочетание наноразмерного состояния с направленно сформированным комплексом свойств, присущее введенным в обращение боридам и карбидам, обеспечивает при их использовании взамен алмазов устойчивое достижение параметрического, концентрационного, структурного и экономического эффектов, что свидетельствует об их высокой конкурентоспособности в отечественной и мировой гальванотехнике.

Библиографический список

1. Долматов В.Ю. Современная промышленная технология получения детонационных наноалмазов (НА) и основные области их использования // Нанотехнологии – производству – 2006 : Труды междунар. науч.-практ. конф. М. : Янус-К. 2006. С. 113-151.

2. Руднева В.В. Исследование теплотехнических характеристик трехструйного плазменного реактора/ В.В. Руднева, Г.В.Галевский, С.Г. Галевский, Е.К. Юркова // Изв.вузов. Черная металлургия – 2007. - №2 – С. 57-60.

3. Ноздрин И.В. Исследование характеристик реактора для плазмометаллургического производства тугоплавких боридов и карбидов/ И.В. Ноздрин, Л.С. Ширяева, Г.В. Галевский, В.В. Руднева// Изв.вузов. Черная металлургия – 2011. – №8 – С. 27-32.

4. Ноздрин И.В. Синтез и эволюция дисперсности боридов и карбидов ванадия и хрома в условиях плазменного потока/ И.В. Ноздрин, Г.В. Галевский, Л.С. Ширяева, М.А. Терентьева// Изв.вузов. Черная металлургия – 2011. – №10 – С. 12-17.

5. Галевский Г.В. Разработка научных и технологических основ плазменного синтеза наноборида титана/ Г.В. Галевский, В.В. Руднева, К.А. Ефимова// Научно-технические ведомости СПбГПУ – 2015. – №2(219) – С.141-150.

6. Ноздрин И.В. Плазменный синтез и физико-химический аттестация нанокарбида хрома/ И.В. Ноздрин, Л.С. Ширяева, В.В. Руднева // Изв. вузов. Черная металлургия – 2012. - №12. – С.3-8.

7. Ширяева Л.С. Производство и применение карбида титана (оценка, тенденции, прогнозы)/ Л.С. Ширяева, А.К. Гарбузова, Г.В. Галевский// Научно-технические ведомости СПбГПУ – 2014. – №2(195) – С.100-108.

8. Ширяева Л.С. Исследование композиционных электрохимических покрытий никель-нанокарбид хрома/ Л.С. Ширяева, И.В. Ноздрин, Г.В. Галевский, В.В. Руднева// Гальванотехника и

обработка поверхности – 2014. – Т.XXI. – №2. – С. 53–57.

9. Галевский Г.В. Электроосаждение, структура и свойства композиционного покрытия «никель-карбид титана»/ Г.В. Галевский, В.В. Руднева, А.К. Гарбузова// Научно-технические ведомости СПбГПУ – 2015. – №1(214) – С.154-164.

10. Галевский Г.В. Металломатричные защитные покрытия с нанокомпонентами: формирование, свойства, применение/ Г.В. Галевский, В.В. Руднева, А.К. Гарбузова// Изв. вузов. Черная металлургия – 2015. –Т.58. – №5. – С.335-339.

УДК 661.665

СВЕРХТВЕРДЫЕ БОРИДЫ И КАРБИДЫ: РАЗВИТИЕ НАНОТЕХНОЛОГИИ, ОСОБЕННОСТИ СВОЙСТВ, ЭКОНОМИЧЕСКИЕ ПРОГНОЗЫ*

Галевский Г.В.[1], Руднева В.В.[1], Черепанов А.Н.[2], Стафецкис Л.[3], Галевский С.Г.[4]

[1]Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия, kafcmet@sibsiu.ru
[2]ИТПМ СО РАН, г. Новосибирск, Россия, ANCHER@itam.nsc.ru
[3]«NeomatCo», г. Саласпилс, Латвия, neomat@neomat .lv
[4]Национальный минерально-сырьевой университет «Горный», г. Санкт-Петербург, Россия, feanor1985@mail.ru

***Аннотация**: Обобщен опыт производства и изучения свойств нанодисперсных боридов и карбидов хрома и титана, карбида кремния. Описана конструкция и особенности эксплуатации используемого для производства пазмометаллургического комплекса с трехструйным вертикальным, прямоточным реактором мощностью 150 кВт. Определены технологические, теплотехнические и ресурсные характеристики реактора. Приведены параметры синтеза боридов и карбидов, их основные характеристики в нанодисперсном состоянии и аппаратурно-технологическая схема их производства. Проведена оценка технико-экономических показателей лабораторных и промышленных уровней получения боридов и карбидов и состояния соответствующего сегмента зарубежного рынка.*

***Ключевые слова**: хром, титан, кремний, карбиды, бориды, наносостояние, плазмотехнологическое производство, трехструйный реактор.*

SUPERHARD BORIDES AND CARBIDES: THE DEVELOPMENT OF NANOTECHNOLOGY, FEATURES PROPERTIES, ECONOMIC FORECASTS

G.V. Galevskii[1], V.V. Rudneva [1], A.N. Cherepanov[2], L. Stafetskis[3], S.G. Galevskii[4]

[1]Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia, kafcmet@sibsiu.ru
[2]ITAM SB RAS, Novosibirsk, Russia, ANCHER@itam.nsc.ru
[3]«NeomatCo», Salaspils, Latvia, neomat@neomat.lv
[4]National University of mineral resources "Mountain", St. Petersburg, Russia, feanor1985@mail.ru

***Abstract:** The experience of the production and study of the properties of nano-dispersed borides and carbides of chromium and titanium, silicon carbide. The design and operating features used for the production of complex three-jet pazmometallurgicheskogo vertical, right-precise reactor power 150kW. Identified technological, thermal and resource characteristics of the reactor. The parameters of the synthesis of borides and carbides, their main characteristics in nanodispersed state and hardware-technological scheme of production. The evaluation of technical and economic parameters of laboratory and pro-industrial levels produce borides and carbides and the state of the corresponding segment of the foreign market.*

***Key words:** chrome, titanium, silicon carbides, borides, nanostate, plasma technological production, three-jet reactor.*

* Работа выполнена в СибГИУ в рамках проектной части государственного задания Минобрнауки России № 11.1531/2014/К.

Введение

В 2011 году в мире впервые произведено свыше 1,5 млрд. т стали – самого массового конструкционного материала. В структуре конструкционных материалов на долю сплавов на основе железа приходится 95 %, цветных металлов и сплавов – 4 %, всех остальных – менее 1 %. Однако последняя группа представлена материалами специального назначения, достаточно широка по номенклатуре и жизненно необходима современной цивилизации. В нее входят материалы, соответствующие критериям «тугоплавкость», «сверхтвердость», «жаростойкость» и «жаропрочность», без которых невозможно решение многих инновационных научно-технологических и конструкторских задач. Поэтому в этой группе важное место занимают материалы на основе карбидов, боридов, нитридов, силицидов и их композиций. В развитии их национальной технологической базы можно выделить следующие этапы. В 50-60-е годы в основном усилиями Института проблем материаловедения и Института сверхтвердых материалов НАН Украины исследованы свойства и разработаны технологии их производства и применения. В 70-80-е годы рядом территориальных научных центров на базе академических институтов в Москве, Киеве, Риге, Новосибирске предприняты усилия по развитию производства и применения этих материалов в высокодисперсном состоянии. 2000-е годы ознаменовались технологическим подъемом, который продолжается до сих пор и охватывает освоение нанотехнологий и наноматериалов на новом витке.

В настоящее время по объему проводимых нанотехнологических исследований Россия входит в лидирующую группу, но значительно уступает по производству нанопродукции и её экспорту [1 – 3]. В соответствии с президентской инициативой от 24 апреля 2007 г. «Стратегия развития наноиндустрии» создана система государственной поддержки этого научно-прикладного направления, обеспечивающая объединение ресурсов государства и частного бизнеса и их концентрацию, развитие национальной нанотехнологической инфраструктуры, повышение эффективности коммерциализации наноразработок и их трансферта, фокусирование усилий на наиболее привлекательных в коммерческом плане направлениях. В число таких направлений входят функциональные, конструкционные и композиционные наноматериалы.

В Сибирском регионе Российской Федерации фундамент плазмометаллургических нанотехнологий высокотемпературных сверхтвердых материалов был заложен научной школой академика РАН М.Ф. Жукова, объединившего в начале 70-х годов усилия научных коллективов ряда академических, отраслевых и учебных институтов Западной и Восточной Сибири в направлении лабораторного получения и применения нанопорошков различного назначения, результаты которого нашли отражение в изданных впоследствии в России и за рубежом многотомных сериях «Низкотемпературная плазма» (главный редактор академик РАН М.Ф. Жуков), «Thermal plasma in the technology of new materials» (science editor academician RAS M.F. Zhukov), «Наноматериалы и нанотехнологии в производстве карбида кремния» (научный редактор профессор Г.В. Галевский) и др. В ходе исследований была подтверждена работоспособность плазмотехнологического оборудования, возможность синтеза карбидов, боридов, нитридов в наносостоянии и применения их в новых сферах. Однако происшедшие в России на рубеже 90-х годов социально-экономические изменения привели к прекращению инвестиций в это направление, сделали невозможным и невостребованным переход на промышленный уровень и коммерциализацию разработок.

В условиях начавшегося в XXI столетии нанотехнологического подъема представляется, что продолжение проведенных ранее исследований в направлении организации промышленного плазмометаллургического производства высокотемпературных химических соединений и определения приоритетных сфер их применения в керамических, гальванических, металлургических и других технологиях является важной научной и народно-хозяйственной задачей, соответствующей Государственной программе «Развитие науки и технологий на период до 2020 года».

Целью настоящей работы является обобщение многолетнего опыта и результатов, достигнутых Сибирским государственным индустриальным университетом (СибГИУ) в создании профильного оборудования и освоении технологий производства нанодисперсных боридов и карбидов хрома, титана и кремния. Выбор в качестве объекта исследования технологии производства этих боридов и карбидов обусловлен благоприятным сочетанием у них потребительских свойств (твердости, тугоплавкости, износостойкости и жаропрочности); доступностью сырья; относительной простотой печного синтеза как базовой технологии; устойчивым спросом со стороны потребителей, особенно в качестве наплавочных материалов, материалов функциональных покрытий и модифицирующих комплексов, повышающих жизненный цикл изделий и инструментов в 3 – 4 раза; реальной возможностью достижения новых эффектов при применении их в наносостоянии.

Плазмотехнологическое оборудование: устройство, работа, характеристики.

Для экспериментального исследования синтеза боридов и карбидов и их производства совме-

стными усилиями СибГИУ и НПФ «Полимет» создан промышленный плазмотехнологический комплекс (рисунок 1), превосходящий по основным характеристикам известные созданные ранее опытные варианты. Конструкции плазмотронов, камеры смешения, дозатора шихты, рукавного фильтра защищены патентами РФ № 66877, 107440, 108319, 184916. Основные характеристики реактора приведены в таблице 1. Более подробно теплотехнические, ресурсные и технологические характеристики реактора описаны в работах [4, 5]. Плазмотехнологический комплекс включает трехструйный реактор и системы электро-, газо-, водоснабжения и вентиляции, контрольно-измерительных приборов и автоматики, дозирования шихтовых материалов, улавливания нанодисперсных продуктов и обезвреживания отходящих технологических газов.

Для генерации плазменного потока используются три электродуговых подогревателя газа (плазмотрона) ЭДП-104АМ мощностью до 50 кВт каждый, установленные в камере смешения под углом 30 градусов к оси реактора. Плазмотроны ЭДП-104АМ работают на постоянном токе при следующих параметрах электрической дуги: напряжение дуги до 250 В, ток до 200 А. Стабилизация электрической дуги – газовихревая за счёт тангенциального ввода плазмообразующего газа через специальное закруточное кольцо. Аноды плазмотронов выполнены медными водоохлаждаемыми с внутренним диаметром 0,008 м с практически неограниченным ресурсом работы при наличии охлаждения и эксплуатации в камере смешения с углом наклона плазменных струй 30°. Катоды плазмотронов состоят из медных водоохлаждаемых корпусов и катодных вставок из торированного вольфрама (для снижения работы выхода электронов) диаметром 0,003 м с ресурсом работы 100 – 120 часов. Включение плазмотронов осуществляется с помощью осциллятора. В отличие от базовой модели в плазмотронах ЭДП-104АМ в качестве плазмообразующего газа может использоваться азот технической чистоты с содержанием кислорода до 1,5 – 2,0 % об., что в настоящее время соответствует реальному составу поставляемого технического азота. Электропитание плазмотронов осуществляется от тиристорного преобразовательного агрегата серии АТ4–750/600, имеющего крутопадающую вольт-амперную характеристику и следующие рабочие параметры: мощность, кВт – 450; выпрямленное напряжение, В – 600; выпрямленный ток, А – 750; КПД в номинальном режиме, % – 96; напряжение питающей сети, кВ – 6.

Рисунок 1 – Промышленный плазмотехнологический комплекс

Конструкция камеры смешения обеспечивает эффективные ввод в реактор высокодисперсного сырья, перемешивание его с плазменным потоком и практически неограниченный ресурс работы анодов плазмотронов. Камера смешения соединена с секционированным водоохлаждаемым каналом, имеющим внутренний диаметр 0,064 м. Камера смешения и секции реактора выполнены из нержавеющей стали. Подача высокодисперсного сырья в камеру смешения осуществляется с помощью водоохлаждаемой фурмы. Фурма используется также для подачи в реактор газообразного углеводорода.

Для снижения радиального градиента температуры в пристеночной зоне канал реактора футеруется изнутри высокотемпературным теплоизоляционным материалом.

Таблица 1 – Основные характеристики реактора

Характеристики	Значения
Мощность, кВт	150
Тип реактора	трехструйный прямоточный вертикальный
Тип плазмотрона, мощность, кВт	ЭДП-104А, 50
Плазмообразующий газ	азот
Масса нагреваемого газа, кг/ч	32,5
Внутренний диаметр, м	0,054
Объем реактора, $м^3$	0,001
Характеристики	Значения
Футеровка канала реактора	диоксид циркония
Температура плазменного потока, К	5400 (L*=0) – 2200 (L=12)
Температура футеровки, К	1549 (L=0) – 770 (L=12)
Удельная электрическая мощность, $МВт/м^3$	2142
Ресурс работы: – анода – катода	 3125 112
Загрязнение карбидов и боридов продуктами эрозии, % – анода – катода	 Cu – 0,0000954 W – 0,0000002
L* – относительная длина реактора	

Для дозирования порошкообразного сырья применяется дозатор смешанного электромеханического и газовихревого типа периодического действия со съёмным цилиндром – приёмником порошкообразного сырья, предназначенным для малосыпучего высокодисперсного сырья.

Система улавливания включает осадительную камеру, где температура технологических газов снижается до 2800 – 2000 К и улавливается до 10 % нанопорошка, и два работающих поочерёдно рукавных фильтра (улавливающих до 85 % нанопорошка). В осадительную камеру с помощью водоохлаждаемого зонда вводится реагент, пассивирующий и коагулирующий нанопорошки. Фильтры выполнены с водоохлаждаемым корпусом, регенерацией фильтрующего рукава обратной продувкой сжатым газом (азотом). Фильтрующая ткань – сетка из хромоникелевой стали саржевого плетения.

Плазмотехнологический комплекс превосходит известные лабораторные и опытно-промышленные варианты по мощности в 4 – 5 раз, ресурсу работы в 3 – 4 раза, производительности в 2,5 – 3,5 раза.

Производство и свойства нанопорошков боридов и карбидов.

Результаты исследования плазмотехнологических вариантов получения боридов и карбидов и их реализации достаточно подробно описаны в целом ряде публикаций, изданных в различное время, в том числе [6 – 10].

Разработка и освоение плазмотехнологического производства боридов и карбидов хрома, титана и кремния включает два этапа: 1) исследование процессов боридо- и карбидообразования и физико-химических свойств боридов и карбидов в наносостоянии; 2) промышленное освоение исследованных технологических вариантов.

На первом этапе проводятся моделирование взаимодействия сырьевого и плазменного потоков, экспериментальное исследование, обсуждение механизма боридо- и карбидообразования, физико-химическая аттестация нанодисперсных продуктов. Ниже приведены уравнения, описывающие зависимости содержания боридов и карбидов от основных технологических факторов (1) – (5), допустимые пределы изменения параметров боридо- и карбидообразования в условиях промышленного реактора мощностью 150 кВт, основные характеристики боридов и карбидов (таблица 2) и их микрофотографии (рисунок 2).

$$[CrB_2] = -413{,}53 + 0{,}09695\ T_0 + 2{,}283\ [B] + 0{,}1736\ \{H_2\} - 0{,}00058\ T_0\ [B]; \quad (1)$$

$$[Cr_3(C_{0,8}N_{0,2})_2] = -66,12 + 0,03\ T_0 - 0,42\ \{H_2\} - 0,14\ \{N\} - 0,00002\ T_0\ \{N\}; \quad (2)$$

$$[TiB_2] = -412,41 + 0,09489\ T_0 + 2,196\ [B] + 0,1597\ \{H_2\} - 0,00061\ T_0\ [B]; \quad (3)$$

$$[TiC] = 17,3211 + 0,0105\ T_0 - 0,0156\ T_з + 0,1859\ \{CH_4\} - 3,432\ \{H_2\} - 0,4078\{N\}; \quad (4)$$

$$[SiC] = 86,50 + 0,00273\ T_0 - 0,0064\ T_з - 0,144\ \{CH_4\} + 0,00007\ Тз\ \{CH_4\}, \quad (5)$$

где T_0 – начальная температура плазменного потока, К;

$T_з$ – температура закалки продуктов боридо- и карбидообразования;

[B] – содержание бора в шихте (в % от стехиометрически необходимого);

$\{CH_4\}$ – количество углеводорода (в % от стехиометрически необходимого);

$\{H_2\}$ – концентрация водорода в плазмообразующем газе, % об.;

{N} – количество атомарного азота в плазмообразующем газе (в % от стехиометрически необходимого для образования циановодорода).

На втором этапе разрабатываются нормативно-техническая документация (технические условия и технологические процессы) и аппаратурно-технологические схемы предлагаемых к реализации в условиях НПФ «Полимет» технологических вариантов производства боридов и карбидов, определяются основные технико-экономические показатели. На рисунке 3 приведена в качестве примера аппаратурно-технологическая схема производства карбонитрида (I) и карбида (II) хрома.

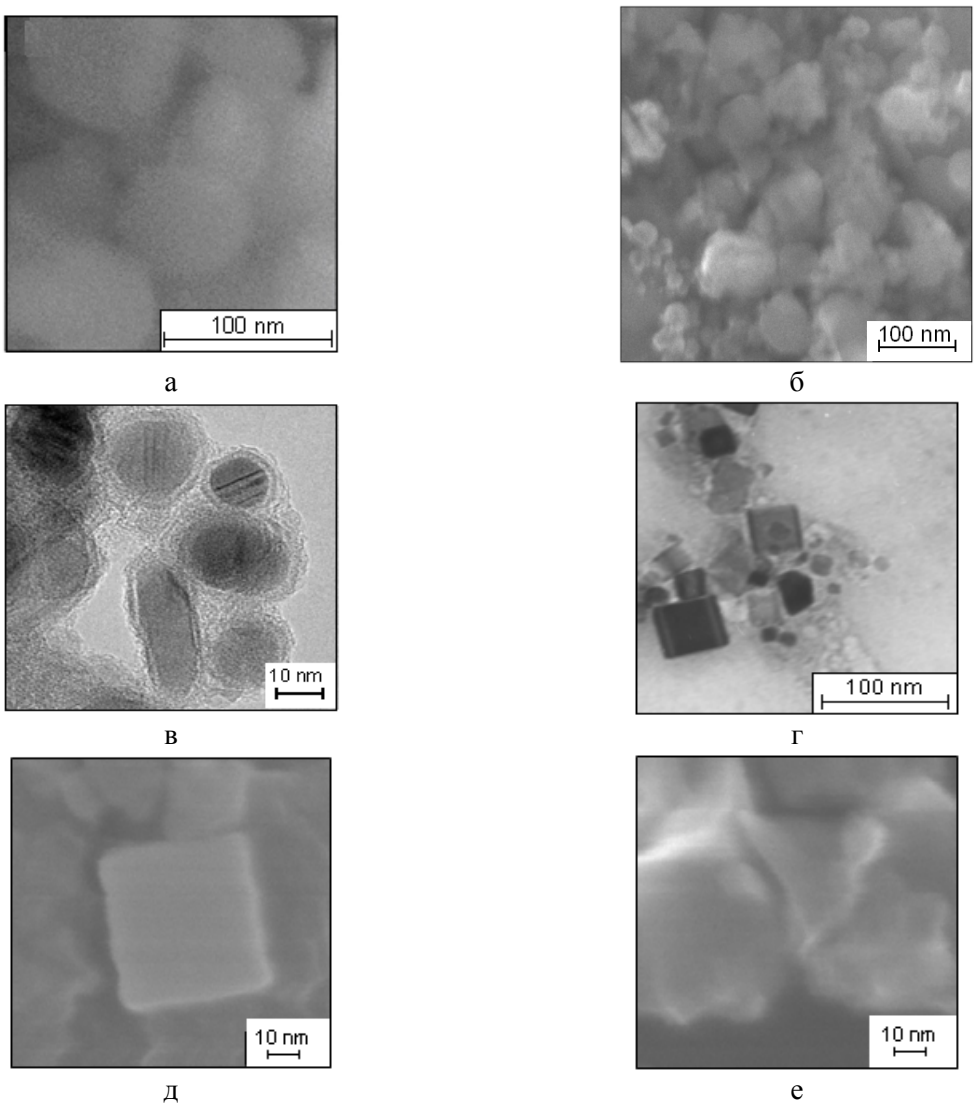
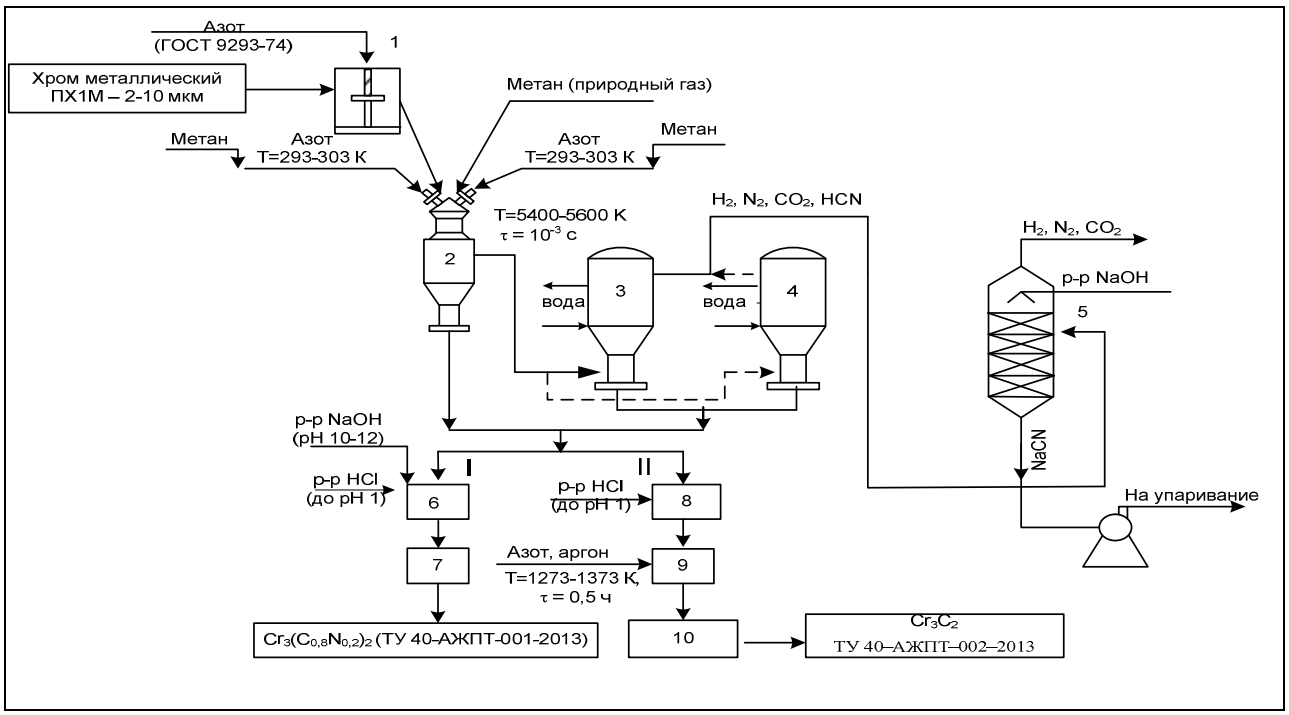


Рисунок 2 – Микрофотографии нанопорошков борида и карбонитрида хрома (а, б), борида и карбида титана (в, г), карбида кремния (д, е)

Таблица 2 – Допустимые пределы изменения параметров синтеза боридов и карбидов в промышленном реакторе мощностью 150 кВт и их основные характеристики

Параметры синтеза и характеристики	CrB_2	$Cr_3(C_{0,8}N_{0,2})_2$	TiB_2	TiC	SiC
Состав газа-теплоносителя, % об.: – азот/водород/метан	74/25/1	99/–/1	74/25/1	99/–/1	99/–/1
Технологический вариант синтеза	$Cr+B+H_2$	$Cr+CH_4$	$Ti+B+H_2$	$Ti+CH_4$	$Si+CH_4$
Производительность по сырью, кг/ч	3,6	3,1	3,6	3,2	3,0
Количество бора в шихте, % от стехиометрического	100-120	–	100-120	–	–
Количество карбидизатора, % от стехиометрического	–	120-140	–	120-140	120-140
Начальная температура плазменного потока, К	н.м. 5400	н.м. 5400	н.м. 5400	н.м. 5400	н.м. 5400
Температура закалки, К	2600-2800	2000-2200	2600-2800	2600-2800	2800-3000
Фазовый состав	CrB_2	$Cr_3(C_{0,8}N_{0,2})_2$	TiB_2	TiC	β-SiC
Содержание основной фазы, %	92-93	92-93,5	92-93	93-93,5	91-92
Выход основной фазы, %	91-92	90,5-91,5	91,5-92,5	92-92,5	87-90
Производительность, кг/ч	3,0	3,4	3,4	3,7	4,05
Интенсивность, кг/ч·м^3	1364	2010	1980	2105	2200
Удельная поверхность, м^2/кг	33000-35000	31000-35000	46000-48000	33000-35000	40000-44000
Размер* частиц, нм	42,0	34,0	36,0	35,0	55,0
Форма частиц	Шаровидная	Шаровидная	Шаровидная	Огран. куб.	Огран.
Окисленность** нанопорошка x10^7, кг O_2/м^2	9,0-9,7	8,0-10,0	5,8-7,6	8,5-9,5	6,5-8,0
* – рассчитывался по величине удельной поверхности; ** – определялась после выдержки на воздухе в течение 24 ч.					



1 – дозирование шихты; 2 – синтез; 3, 4 – отделение целевого продукта; 5 – абсорбционный вариант обезвреживания отходящих газов; 6, 7 – рафинирование карбонитрида хрома и контроль его характеристик; 8, 9 – рафинирование карбонитрида хрома и его дополнительная карбидизация; 10 – контроль характеристик карбида хрома

Рисунок 3 – Аппаратурно-технологическая схема производства карбонитрида (I) и карбида хрома (II)

Экономическая оценка.

Переход к промышленному производству нанопорошков боридов и карбидов создает реальные предпосылки для их широкого введения в обращение, по крайней мере, на отечественном рынке наноматериалов. В таблице 3 приведено сопоставление основных технико-экономических показателей получения карбида и борида хрома и карбида кремния в лабораторных и промышленных условиях.

Таблица 3 – Сравнение технико-экономических показателей получения нанопорошков в лабораторных и промышленных условиях

Технико-экономические показатели	CrB_2	Cr_3C_2	SiC
Максимальная мощность реактора, кВт	150/50	150/50	150/50
Содержание основной фазы, %	95,0*/81,0**	96,0/81,0	99,0/94,0
Окисленность $x10^7$, кг кислорода/$м^2$	8-10/18-20	12-14/9-11	0,8/6,7
Производительность, т/год на один реактор	3,2/0,5	3,6/0,6	3,1/1,8
Интенсивность, кг/ч·$м^3$	1365/265	1360/245	1210/605
Удельный расход эектоэнергии, тыс.кВт·ч/т	75/145	69/140	74/115
Себестоимость, тыс.руб/кг	6,2/15,8	6,6/14,5	6,0/11,0
*/** – промышленный и лабораторный уровни			

За рубежом основными разработчиками и производителями наноматериалов на основе боридов и карбидов являются научно-производственные фирмы «Nanostructured & Amorphous Materials, Inc.» (США), «Tokyo Tekko Co» (Япония), «Hefei Kaier Nanotechnology & Development Ltd. Co» (Китай), «NEOMAT Co» (Латвия), «PlasmaChem GmbH» (Германия), предлагающие их по цене порядка 1200 долл.США/кг при сопоставимом уровне качества и дисперсности [2 – 5].

Заключение

Проведенный анализ подтверждает выход плазмотехнологического производства высокотемпературных сверхтвердых боридов и карбидов титана, хрома и кремния на промышленный уровень при использовании в качестве базовой модели технологического комплекса с трехструйным прямоточным реактором мощностью 150 кВт. Переход на промышленный уровень производства обеспечивает достижение качественных и технико-экономических показателей, сопоставимых с зарубежными аналогами, и конкурентоспособность реализуемых научно-технических разработок.

Библиографический список

1. Руднева В.В. Наноматериалы и нанотехнологии: оценка,тенденции, прогнозы/ В.В. Руднева, Г.В. Галевский, Е.К. Юркова // Изв. вузов. Цветная металлургия. – 2007 - №2. – С. 73-76.

2. Plasma Chem [Электронный ресурс]/Nano Powders; Webmaster PIXXL.WEBDESIGN.– Электроные данные.–Берлин: Plasma Chem Gmbh, [2008].– Режим доступа: http://www. Plasmachem.com, свободный.–Загл. с экрана.– Яз.англ.

3. NEOMAT NANO POWDERS [Электронный ресурс]/ Products. – Электронные данные. – Саласпилс: Neomat Co., [2008].– Режим доступа: http:// www. neomat.lv, свободный. – Загл.с экрана.–Яз. англ.

4. Руднева В.В. Исследование теплотехнических характеристик трехструйного плазменного реактора / В.В. Руднева, Г.В. Галевский, С.Г. Галевский, Е.К. Юркова // Изв. вузов. Черная металлургия – 2007. - №2. – С.57-60.

5. Ноздрин И.В. Исследования характеристик реактора для плазмометаллургичского производства тугоплавких боридов и карбидов/ И.В. Ноздрин, Л.С. Ширяева, Г.В. Галевский, В.В. Руднева // Изв. вузов. Черная металлургия – 2011. - № 8. – С.27-32.

6. Ноздрин И.В. Синтез и эволюция дисперсности боридов и карбидов ванадия и хрома в условиях плазменного потока/ И.В. Ноздрин, Г.В. Галевский, Л.С. Ширяева, М.А. Терентьева // Изв. вузов. Черная металлургия – 2011. – №10. – С.27-32.

7. Галевский Г.В. Разработка научных и технологических основ плазменного синтеза наноборида титана/ Г.В. Галевский, В.В. Руднева, К.А. Ефимова// Научно-технические ведомости СПбГПУ – 2015. – №2(219) – С.141-150.

8. Ноздрин И.В. Плазменный синтез и физико-химический аттестация нанокарбида хрома / И.В. Ноздрин, Л.С. Ширяева, В.В. Руднева// Изв. вузов. Черная металлургия – 2012. – №12. – С.3-8.

9. Ширяева Л.С. Производство и применение карбида титана (оценка, тенденции, прогнозы)/ Л.С. Ширяева, А.К. Гарбузова, Г.В. Галевский// Научно-технические ведомости СПбГПУ – 2014. – №2(195) – С. 100 – 108.

10. Руднева В.В. Термоокислительная устойчивость нанопорошков тугоплавких карбидов и боридов/ В.В. Руднева, Г.В. Галевский// Изв. вузов. Черная металлургия – 2007. – №4. – С. 20 – 24.

УДК 539.23:539.216:548.4:539.4.015

ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СТАЛИ С БЕЙНИТНОЙ СТРУКТУРОЙ НА НАНОУРОВНЕ

Иванов Ю.Ф.[1,2], Громов В.Е.[3] , Никитина Е.Н.[3]

[1]Институт сильноточной электроники СО РАН,
[2]Национальный исследовательский Томский государственный университет,
г. Томск, Россия, yufi55@mail.ru
[3]Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, gromov@physics.sibsiu.ru, Nikitina_EN@mail.ru

Аннотация*: Методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии при степенях деформации сжатием свыше 36 % стали 30Х2Н2МФА выявлено формирование каналов локализованной деформации на наномасштабном уровне.*

Они располагаются преимущественно вдоль границ раздела соседних пластин бейнита или границ зерен. Проанализировано строение каналов деформации, их размеры и изменение объемной доли с ростом степени деформации.

Ключевые слова*: локализация, каналы деформации, бейнит, структура, электронная микроскопия..*

LOCALIZATION OF PLASTIC DEFORMATION IN STEEL WITH BAINITIC STRUCTURE AT NANOSCALE LEVEL

Yu.F. Ivanov[1,2], V.E. Gromov[3], E.N. Nikitina[3]

[1]Institute of high current electronics of RAS, SB,
[2]National research Tomsk state university,
Tomsk, Russia, yufi55@mail.ru
[3]Siberian state industrial university,
Novokuznetsk, Russia, gromov@physics.sibsiu.ru, Nikitina_EN@mail.ru

***Abstract**: By means of transmission electron diffraction microscopy formation of channels of localized deformation in 30KH2N2MFA steel at degree of compression strain more than 36% is revealed at nanoscale level.*

Key words: They are located primarily along the boundaries of adjacent plates of bainite or along the grain boundaries. Analyzed is structure of channels of deformation, their size and volume fraction change along with compression strain increase.

Введение

Согласно современным представлениям, пластическая деформация твердых тел протекает как процесс, реализующийся на нескольких взаимосвязанных структурных уровнях, характеризующихся масштабом определенным природоструктурных дефектов, ответственных за формоизменение [1, 2].

Классификационное деление на структурные нано-, микро-, мезо- макроуровни деформации является условным точно также как выбор масштаба в пределах уровней и структурных элементов, определяющих процесс пластической деформации на данном уровне.

К настоящему времени установлено фундаментальное положение, что пластическая деформация всегда развивается неоднородно и склонна к локализации не только на микроскопическом (дислокационном) уровне, но и на мезо- и макроуровнях [3]. При использовании метода спекл-фотографии установлены главные закономерности процессов макроскопической локализации деформации твердых тел при нагружении. В большинстве случаев картины распределения зон локализации упорядочены в пространстве и во времени, а тип локализации определяется законом пластического течения[1, 2, 4].

В условиях интенсивной (мегопластической [5]) деформации на наномасштабном структурном уровне при волочении низкоуглеродистой стали 08Г2С [6 – 8] и деформации сжатием закаленной среднеуглеродистой стали38ХН3МФА [9] было обнаружено формирование вытянутых областей локализации деформации-каналов деформации, в которых локализован сдвиг в десятки раз превосходящий средний по материалу.

В этих же экстремальных условиях при прокатке, равноканальном угловом прессовании, кручение на наковальне Бридисмена методами ПЭМ обнаружены структурные состояния с упругой кривизной кристаллов до нескольких сотен градусов на мкм в нанообъемах размерами несколько нанометров [10].

Рассмотрение твердого тела многоуровневой иерархически организованной системы, состоящей из 3-Д кристаллической 2-Дпланарной подсистем, обуславливает резкое возрастание роли кривизны кристаллической структуры при описании поведения твердых тел в полях внешних воздействий. Все типы деформационных дефектов могут быть представлены в виде силитонов кривизны кристаллической структуры, которые являются обобщенными волновыми структурными носителями пластической деформации и разрушения. При этом тип деформационного дефекта определяется масштабным уровнем солитона кривизны. Модуль формирования наноструктурных состояний при больших пластических деформациях, основанный на рассмотрении неустойчивости Кельвина-Гельмгольца в нанометровом диапазоне длин волн, предложена в работах.

В последние годы внимание исследователей в области физического материаловедения привлечено к изучению особенностей деформационного поведения сталей с бейнитной структурой нашедших широкое применение в разных отраслях промышленности.

Бейнитные стали, в силу особенностей $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, обладают сложной многофазной структурой, формирующейся в результате наложения сдвигового и диффузионного механизмов превращения.

Знание количественных закономерностей и механизмов деформационного упрочнения стали с бейнитной структурой при больших степенях деформации позволяет целенаправленно управлять структурно-фазовыми состояниями стали и ее механическими свойствами.

Целью настоящей работы является выявление и оценка локализации пластической деформации конструкционной стали с бейнитной структурой на последних стадиях ее деформации.

Материал и методы исследования

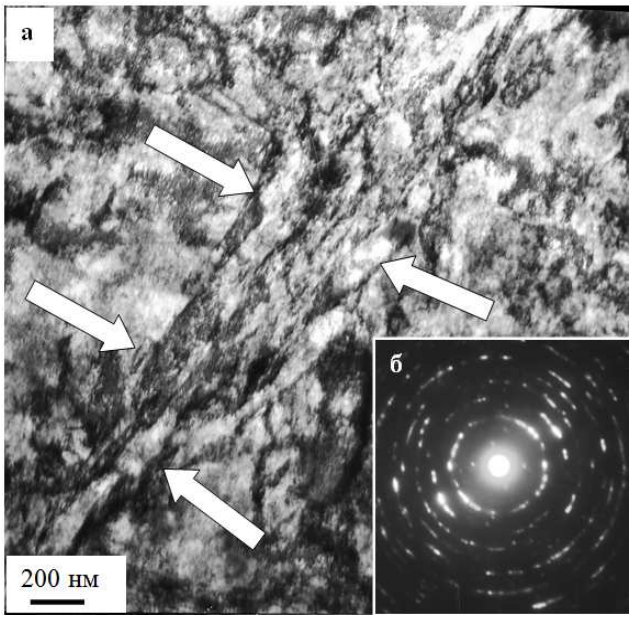
В качестве материала исследования была использована конструкционная сталь 30Х2Н2МФА. Аустенизацию стали проводили при температуре 960 °С, 1,5 ч; охлаждение осуществляли на воздухе. Деформацию стали проводили одноосным сжатием со скоростью ~$7 \cdot 10^{-3}$ $с^{-1}$ столбиков размерами 4х4х6 $мм^3$ на испытательной машине типа «Инстрон». Сжатие, как способ деформации, было удобно использовать, поскольку в этом случае удается достигать более глубоких деформаций, чем при растяжении. Исследования структуры и фазового состава стали осуществляли методами электронной дифракционной микроскопии тонких фольг (прибор ЭМ-125).

Результаты исследований и их обсуждение

Характерной чертой бейнитного превращения стали является формирование многофазной структуры, представленной α-фазой, γ-фазой и карбидом железа.

В результате γ→α бейнитного превращения в стали формируется структура пластинчатого типа. Кристаллы феррита имеют весьма разнообразные размеры: продольные размеры изменяются от размера зерна, составляющего десятки микрометров, до единиц микрометров; поперечные размеры – от единиц до десятых долей микрометров. Пластины феррита фрагментированы, т.е. разбиты на области, разделенные малоугловыми границами. Деформация стали вплоть до разрушения образцов не приводит к изменению размеров зерен и пластин феррита, но заметным образом сказывается на размерах фрагментов.

При степени деформации 36 % и более в бейнитной структуре стали отмечено формирование областей локализации деформации, располагающихся вдоль границ раздела соседних пластин бейнита или границ зерен. Их структура подобна структуре каналов, наблюдавшихся при деформации волочением стали 08Г2С и закаленной стали сжатием [6 – 9] (рисунок 1).



а – светлое поле (стрелками обозначены каналы деформации); б – микроэлектронограмма

Рисунок 1 – Каналы деформации, формирующиеся в стали 30Х2Н2МФА с бейнитной структурой; ε = 43 %

Такие области на темнопольных изображениях в матричных рефлексах проявляются в виде крапчатого контраста. Микроэлектронограммы, полученные с таких областей, имеют, как правило, квазикольцевое строение. Эти области простираются на несколько микрометров в длину и имеют в поперечнике 0,5 мкм. С ростом степени деформации средние размеры каналов деформации увеличиваются.

Канал деформации имеет слоистое строение, напоминая этим структуру пакета мартенсита.

Слои сформированы кристаллитами, размеры которых изменяются в пределах (50 – 100) нм. Кольцевое строение микроэлектронограммы, полученной с области локализации канала деформации (рисунок 1, б), указывает на преимущественно большеугловую разориентацию кристаллитов, формирующих его.

Микроэлектронограмма, полученная с прилегающей к каналу области фольги, является точечной, характерной для поликристаллического материала. С ростом степени деформации объем материала, занятый каналами деформации возрастает, достигая на момент разрушения стали нескольких процентов.

В канале деформации субструктура также является фрагментированной, однако размеры фрагментов много меньше, чем в основном объеме материала. Кроме того, фрагменты в канале деформации изотропны по форме. Если судить по размеру фрагментов то следует полагать, что в канале деформации локализован сдвиг в несколько раз превосходящий средний. Различие формы фрагментов в матрице (высокоанизотропные фрагменты) и каналах (изотропные фрагменты) свидетельствует о различных механизмах их формирования. Изотропия формы фрагментов в канале позволяет предположить иные температурные условия их формирования. Если анизотропные фрагменты есть результат холодной деформации, то изотропные фрагменты – результат теплой деформации [6 – 9].

Следующая особенность структуры каналов деформации связана с поведением в них изгибных экстинкционных контуров. Отметим, что изгибные контуры экстинкции отмечают области с одинаковой ориентацией конкретных плоскостей отражения по отношению к падающему пучку электронов. Установлено, что как в канале деформации, так и в прилегающих к нему областях присутствуют участки одной ориентации или близких, вытянутые приблизительно параллельно длинной стороне канала. С позиции гидродинамики такие участки подобны линиям тока при ламинарном течении [6 – 9]. Поскольку при сжатии, как правило, возникает значительное количество участков с турбулентным течением, такое сопоставление может пролить свет на природу каналов деформации. А именно, условия деформирования в них таковы, что работа деформации оказывается ниже, чем в соседних участках. Можно предположить, что основную роль здесь играет локальный разогрев материала [6 – 9].

Еще одной особенностью каналов деформации являются значительные поля напряжений, локализованные внутри них и в прилегающих к ним областях. В [6 – 9] отмечены два механизма релаксации этих полей напряжений. Во-первых, путем фрагментации. В этом случае образуются цепочки фрагментов малых размеров и близкой ориентации, расположенные вдоль канала деформации. Во-вторых, путем развития микротрещин. Сравнительный анализ структуры каналов деформации бейнитной стали 30Х2Н2МФА и сталей 08Г2С и 38ХН3МФА [6 – 9] указывает на единую природу их формирования.

Заключение

Исследования стали 30Х2Н2МФА с бейнитной структурой, подвергнутой пластической деформации одноосным сжатием, выполненные методами электронной дифракционной микроскопии тонких фольг выявлен при степени деформации $\varepsilon > 36$ % формирование каналов локализованной деформации – особых структурных состояний материала, располагающихся вдоль границ раздела соседних пластин бейнита или границ зерен. Эти области достигают нескольких мкм в длину и имеют в поперечине до 0,5 мкм. Канал деформации имеет сложное строение, сформированное кристаллитами, размеры которых изменяются в пределах 50 – 100 нм. С ростом степени деформации объем материала, занятого каналами деформации, возрастает, достигая при разрушении нескольких процентов.

Библиографический список

1. Панин В.Е., Лихачев В.А., Гриняев Ю.В. Структурные уровни деформации твердых тел. – Новосибирск: Наука, 1985. – 229 с.

2. Панин В.Е., Гриняев Ю.В., Данилов В.И. и др. Структурные уровни пластической деформации и разрушения, Новосибирск: Наука, Сибирское отделение, 1990. – 255с.

3. Лихачев В.А., Панин В.Е., Засимчук Е.Э. и др. Кооперативные деформационные процессы и локализация деформации, Киев: Наукова думка, 1989. – 320 с.

4. Громов В.Е., Зуев Л.Б., Козлов Э.В., Целлермаер В.Я. Электро-стимулированная пластичность металлов и сплавов. – М.: Недра, 1996. – 293 с.

5. Глезер, А. М. О природе сверхвысокой пластической (мегапластической) деформации// Изв.РАН, Серия философия. 2007. Т. 71. – № 12. – С. 1767 – 1776.

6. Громов В.Е., Панин В.Е., Козлов Э.В. и др. Каналы деформации в условиях электростимулированного волочения// Металлофизика.-1991.-т.13.№11.С.27-34.

7. Gromov V.E. Petrunin V.A. Localization of plastic deformation under conolifions of elec-

trostimulated drawing // physica stalus Solidi (a).1993.V139. pp.77-81.

8. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Козлов Э.В., Соснин О.В. Эволюция каналов локализованной деформации в процессе электростимулированного волочения низкоуглеродистой стали// Изв. вузов. Черная металлургия. – 1997. - №6. – С.42-45.

9. Иванов Ю.Ф., Корнет Е.В., Козлов Э.В., Громов В.Е. Закаленная конструкционная сталь: структура и механизмы упрочнения. – Новокузнецк: Изд-во СибГИУ, 2010. – 174 с.

10. Тюменцев А.Н., Дитенберг И.А., Коротаев А.Д., Денисов К.И. Эволюция кривизны кристаллической решетки в металлических материалах на мезо- и наноструктурном уровнях пластической деформации.// физ.мезомеханика. 2013. т. 16. № 3. С. 63-79.

УДК 621.791.92 : 669.018.25

КОМПОЗИЦИОННЫЕ ПОРОШКИ «КАРБИД ТИТАНА–МЕТАЛЛИЧЕСКАЯ СВЯЗКА» ДЛЯ НАПЛАВКИ НА ИЗНАШИВАЕМЫЕ ДЕТАЛИ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ

Прибытков Г.А., Криницын М.Г., Барановский А.В., Коржова В.В., Коростелева Е.Н., Дураков В.Г.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН», Томский исследовательский политехнический университет, г. Томск, Россия, gapribyt@mail.ru

Аннотация: *Исследована морфология, фазовый состав и структура композиционных порошков «TiC-титан», «TiC-высокохромистый чугун», «TiC-быстрорежущая сталь Р6М5» полученных по технологии самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС). Исследована эволюция структуры при электроннолучевой наплавке покрытий порошками вышеуказанных составов. Исследована и обсуждена связь структуры с твердостью и абразивной износостойкостью покрытий.*

Ключевые слова: *Композиционный порошок, карбидные включения, металлическая связка, структура, наплавка, твердость, износостойкость.*

COMPOSITE POWDERS «TITANIUM CARBIDE-METAL BOND» FOR SURFACING OF WEAR PARTS OF METALLURGICAL EQUIPMENT

Pribytkov G.A., Krinitsyn M.G., Baranovsky A.V., Corjova V.V., Korostelyova E.N., Durakov V.G.

Institute of Strength Physics and Materials Science " Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia, gapribyt@mail.ru

Abstract*: The morphology, phase composition and structure of the composite powders «TiC-Ti», «TiC-high chrome cast iron», «TiC-speed steel R6M5» derived technology SHS (SHS). The evolution of structure in the electron-beam surfacing powder coating compositions of the above. Studied and discussed the connection structure with the hardness and abrasive wear resistance of coatings.*

Key words*: composite powder, carbide inclusions, metal bond, structure, cladding, hardness, wear resistance.*

Введение

Хорошо известно, что композиционные материалы и покрытия со структурой из дисперсных твердых частиц, заключенных в металлическую матрицу (связку), обладают уникальным сочетанием твердости, прочности, пластичности и износостойкости при абразивном износе и в контактных парах.

Для повышения износостойкости деталей, подвергающихся интенсивному износу, широко применяются покрытия, наносимые на изнашиваемые поверхности наплавкой или напылением. В большинстве технологий для наплавки и напыления применяются серийно выпускаемые порошки на

железной или никелевой основе. Можно ожидать, что дополнительное введение в структуру покрытий дисперсных карбидных включений повысит износостойкость покрытий. Наиболее перспективным металлическим карбидом для применения в качестве дисперсной упрочняющей фазы в покрытиях следует признать карбид титана, в котором сочетаются высокая твердость, химическая стойкость и совместимость с большинством металлов и сплавов, применяемых в качестве связок в металлокерамических композитах.

Известно также, что физико-механические и триботехнические свойства композиционных материалов и покрытий помимо свойств дисперсных включений и металлической связки во многом определяются структурой (объемная доля, дисперсность и морфология упрочняющей фазы). Проблему целенаправленного создания необходимой для конкретных применений структуры покрытий можно решить применением для наплавки или напыления композиционных порошков «TiC – металлическая связка» с заранее заданными вышеперечисленными характеристиками структуры. Необходимо только подобрать такие технологические режимы нанесения покрытия, при которых не происходит перегрева гранул порошка с растворением карбидных включений в расплаве.

В настоящей работе исследована структура и фазовый состав композиционных порошков, полученных самораспространяющимся высокотемпературным синтезом (СВС) в порошковых смесях титана, углерода и различных металлических порошков, а также эволюция структуры при наплавке покрытий сканирующим электронным лучом. Наплавленные покрытия аттестованы по абразивной износостойкости.

Материалы и методики

Композиционные порошки на основе карбида титана получали методом СВС из реакционных порошковых смесей титана, углерода (сажа марки П-803), быстрорежущей стали Р6М5 и высокохромистого чугуна ПГ-С27. Содержание титана и углерода в реакционных смесях рассчитывали в предположении образования карбида титана эквиатомного состава, а содержание инертной в тепловом отношении металлической связки (чугун, сталь или титан) ограничивали предельными значениями, при которых синтез идет в режиме послойного горения. Полученные пористые СВС спеки дробили с рассевом на фракции, а фракцию 50 – 200 мкм. использовали для наплавки покрытий. Электроннолучевые покрытия композиционными порошками наплавляли на подложки из малоуглеродистой стали или титана ВТ1-0 с использованием оборудования, описанного в [1].

Композиционные порошки и наплавленные покрытия исследовали на оборудовании Центра коллективного пользования ИФПМ СО РАН методами рентгеноструктурного анализа (дифрактометр ДРОН-7, Со K_α излучение), оптической металлографии (AXIOVERT-200MAT) и сканирующей электронной микроскопии (LEO EVO 50). Оптическую металлографию СВС порошков и наплавленных покрытий проводили на металлографических шлифах обойм, залитых эпоксидной смолой.

Результаты и обсуждение

СВС композиционные порошки

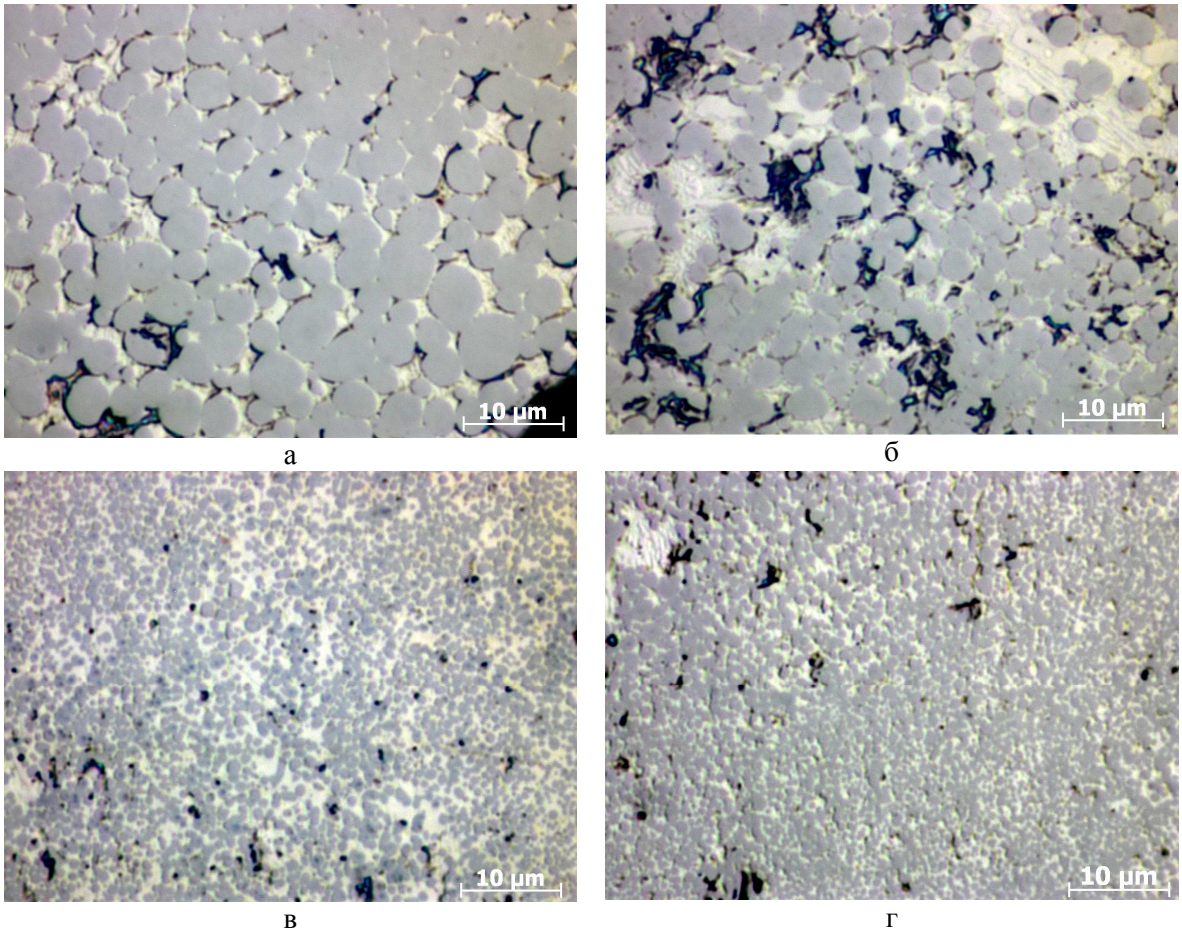
Микроструктура композиционных порошков «TiC – связка ПГ-С27», различающихся содержанием чугунной связки, приведена на рисунке 1. Видим, что вне зависимости от содержания связки карбидные включения имеют округлую неограненную форму, а их размер тем меньше, чем больше чугунного порошка содержит реакционная смесь.

Зависимость среднего размера карбидных частиц в структуре композита (рисунок 2, б) от содержания чугунной связки объясняется влиянием термокинетических характеристик синтеза на формирование структуры. По мере увеличения содержания инертной в тепловом отношении чугунной связки понижается максимальная температура горения (рисунок 2, а). При этом сужается температурный интервал существования расплава в окрестности фронта реакции и уменьшается время, в течение которого происходит огрубление структуры посредством роста карбидных зародышей и их слияния в местах соприкосновения смежных зерен.

Подобные зависимости микроструктуры и среднего размера карбидного зерна в в гранулах СВС порошков от содержания стальной связки в реакционных смесях наблюдаются также для порошковых СВС композитов «TiC – связка Р6М5» (рисунок 3).

Причина этой зависимости та же, что и в композитах с чугунной связкой: понижение максимальной температуры на фронте волны горения с увеличением содержания инертной в тепловом отношении стальной связки в реакционных смесях.

В СВС порошках, синтезированных из реакционных смесей титан – углерод (сажа) с различным соотношением порошковых компонентов фазовый состав продуктов синтеза отличается от рассчитанного в предположении образования карбида эквиатомного состава (таблица 1).

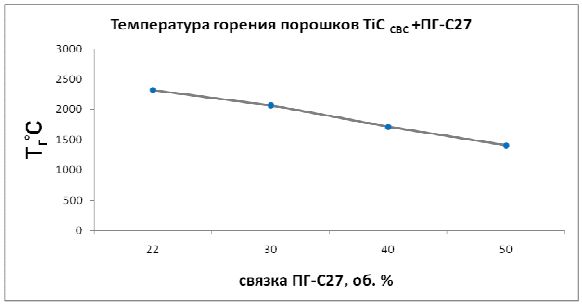


а б

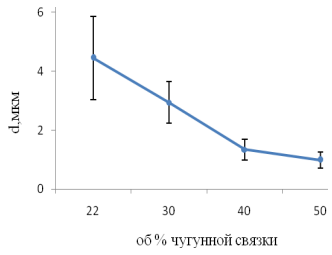
в г

а – 22 %; б – 30 %; в – 40 %; г – 50 %

Рисунок 1 – Микроструктура СВС композиционных порошков TiC+ПГ-С27 с различным содержанием чугунной связки (об. %)



а



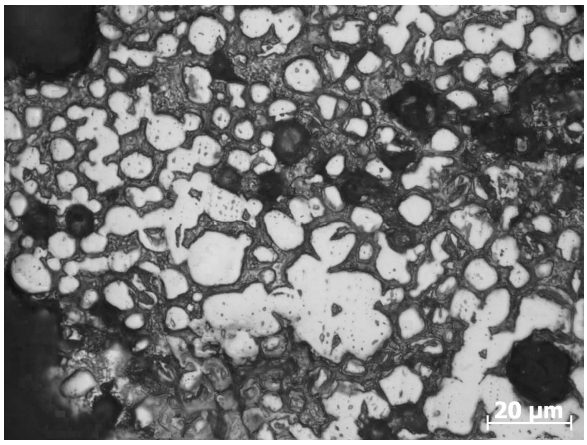
б

Рисунок 2 – Влияние содержания чугунной связки в реакционных смесях на максимальную температуру горении (а) и средний размер карбидного зерна (б) в СВС композитах «TiC – связка ПГ-С27»

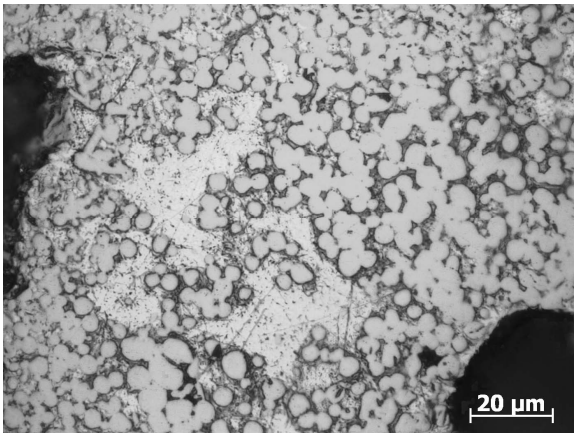
Рентгенофазовый анализ продуктов синтеза вообще не обнаружил структурно свободного титана в СВС композитах с расчетным содержанием титановой связки 30 и 40 об. %, а в композитах с 50 и 60 % связки ее фактическое содержание оказалось равным 6,5 и 24,6 об. % соответственно. Причина дефицита связки в композитах «TiC+Ti» – образование при СВС нестехиометрического карбида титана в соответствии с двойной диаграммой [2], согласно которой при эвтектической температуре в равновесии с твердым раствором на основе β-Ti находится карбид состава близкого к $TiC_{0,5}$.

По причине хрупкости продуктов синтеза в реакционных смесях титан–углерод, не содержащих пластичной металлической связки, нам не удалось получить качественные металлографические шлифы, поэтому морфологию и структуру СВС порошков исследовали методом сканирующей электронной микроскопии. Порошковые продукты синтеза, не содержащие титановой связки (рисунок 4,

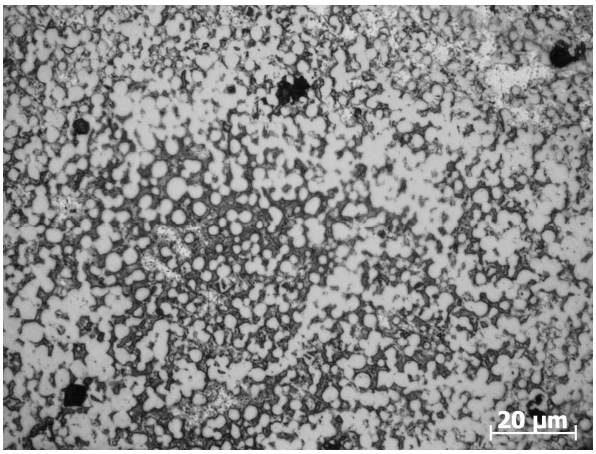
а, 4, б), представляют собой сростки карбидных зерен или отдельные крупные частицы. Структура СВС продуктов из реакционных смесей с избыточным содержанием титана более дисперсная (рисунок 4, в, 4, г).



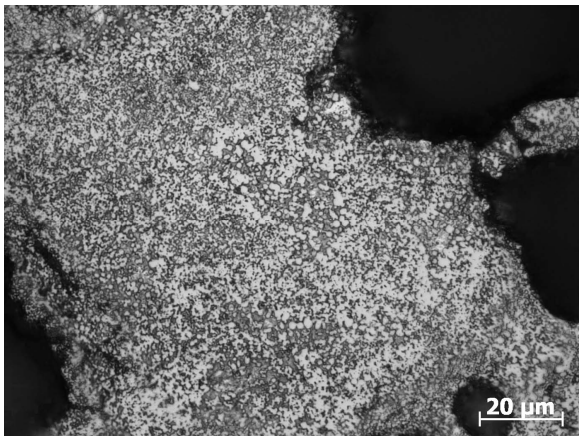
а



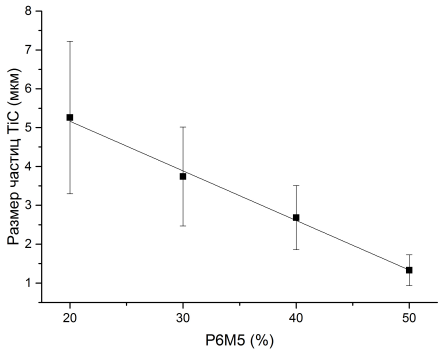
б



в



г



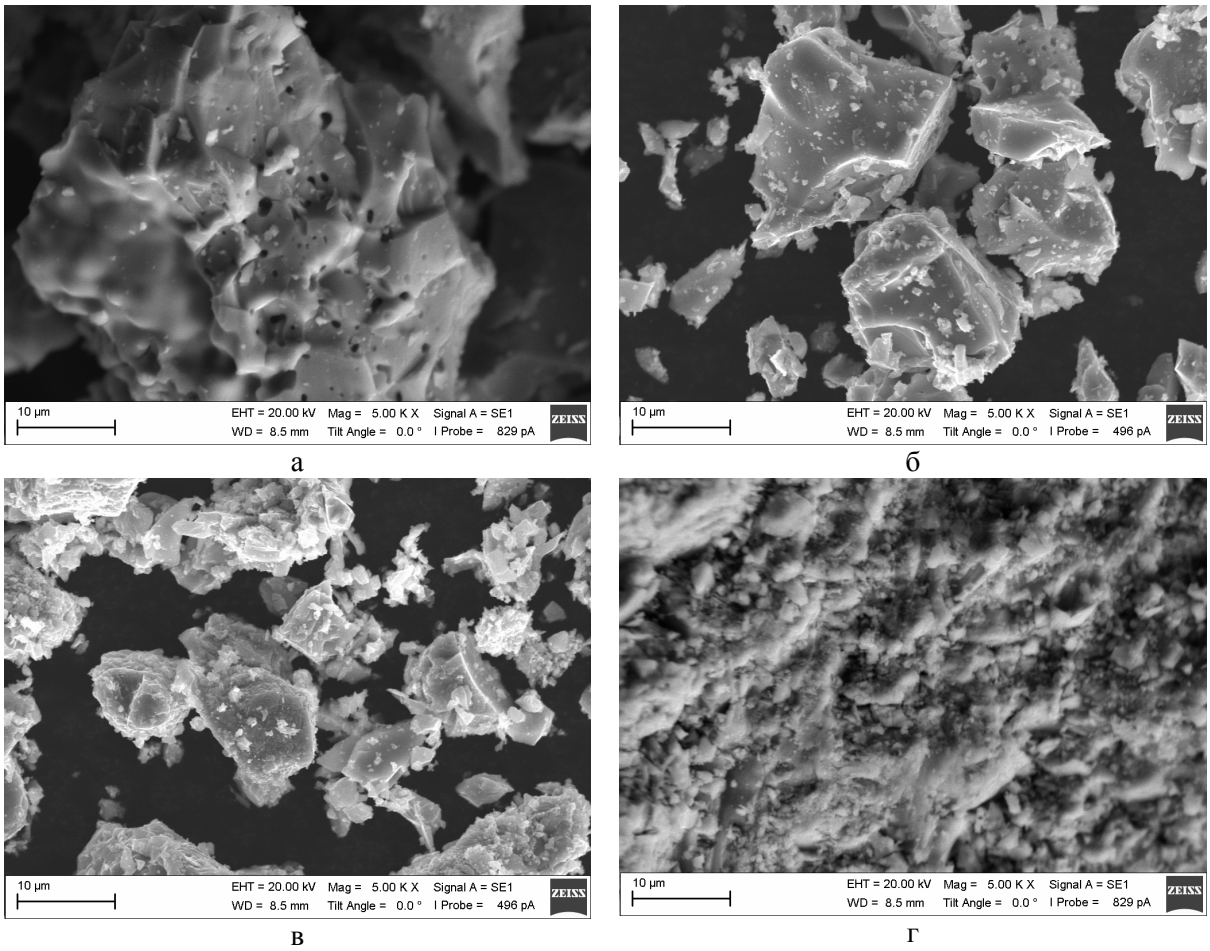
Д

а – 20 %; б – 30 %; в – 40 %; г – 50 %; д – зависимость среднего размера карбидной фазы в композиционных порошках от объемного содержания связки

Рисунок 3 – Микроструктура (а – г) СВС композиционных порошков TiC+P6M5 с различным содержанием стальной связки (об. %)

Таблица 1 – Результаты расчетов содержания титановой связки в СВС композитах

Содержание титана в реакционных смесях, масс %	85,66	87,58	89,56	91,58
Расчетное содержание титановой связки в СВС продукте (в предположении образования карбида титана эквиатомного состава)	30,00	40,00	50,00	60,00
Величина стехиометрического коэффициента X для карбида TiC_X, рассчитанная по параметру решетки.	0,67	0,57	0,50	0,50
Фактическое содержание титановой связки (об%) для значений X, рассчитанных по параметру решетки карбида титана.	0	0	6,5	24,6



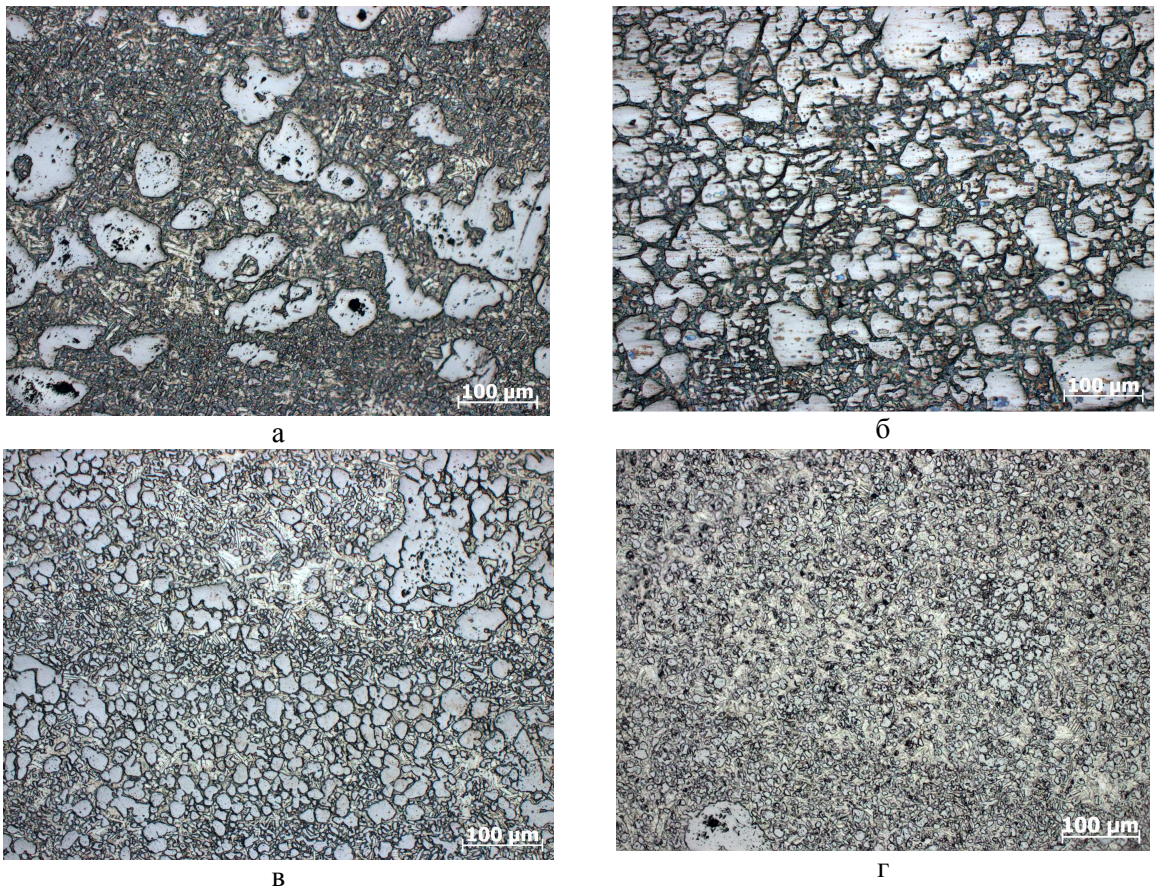
а – 30 (0); б – 40 (0); в – 50 (6,5); г – 60 (24,6)

Рисунок 4 – Морфология СВС продуктов с различным расчетным (фактическим) содержанием титановой связки (об. %)

Таким образом, во всех исследованных нами системах можно в широких пределах варьировать дисперсность карбидной фазы в СВС продуктах, изменяя содержание металлической связки в реакционных смесях.

Наплавленные покрытия.

Эволюцию микроструктуры при электроннолучевой наплавке мы проследили на примере композиционных порошков TiC+Ti четырех составов. Для получения качественных беспористых покрытий композиционные порошки разбавляли порошком титана и доводили расчетное содержание титановой связки в смесях до 80 об. %. Микроструктура наплавленных покрытий приведена на рисунке 5, на котором светлые карбидные включения выделяются на фоне травленной титановой связки. Из сравнения рисунков 4 и 5 следует, что дисперсность карбидной фазы при наплавке не изменяется. Это означает, что при наплавке не происходит перекристаллизации карбидной фазы в результате растворения исходного карбида в расплаве наплавочной ванны и последующего выпадения первичного карбида из расплава-раствора при охлаждении. Таким образом, структуру наплавленных покрытий можно целенаправленно регулировать через структуру наплавляемого порошка.



а б в г

Фактическое объемное содержание титановой связки в композиционных порошках:
а – 0 %; б – 0 %; в – 6,5 %; г – 24,6 %

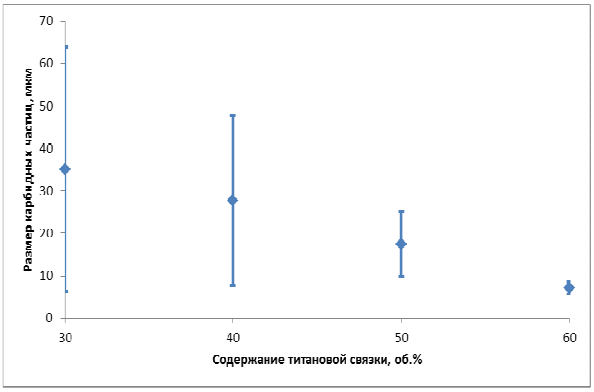
Рисунок 5 – Микроструктура наплавок смесями композиционных порошков с порошком титана (интегральное расчетное содержание титана в наплавках – 80 об. %)

К сожалению, эта возможность реализуется только при использовании при наплавке концентрированных источников нагрева с регулировкой мощности закачиваемой энергии (электронный или лазерный луч). При электродуговой наплавке трубчатыми электродами, заполненными композиционными пороками на основе карбида титана исходную структуру композиционного порошка удается сохранить только при использовании крупногранульных (1 – 2 мм) порошков. Карбидная фаза более мелких гранул полностью растворяется в расплаве наплавочной ванны [3].

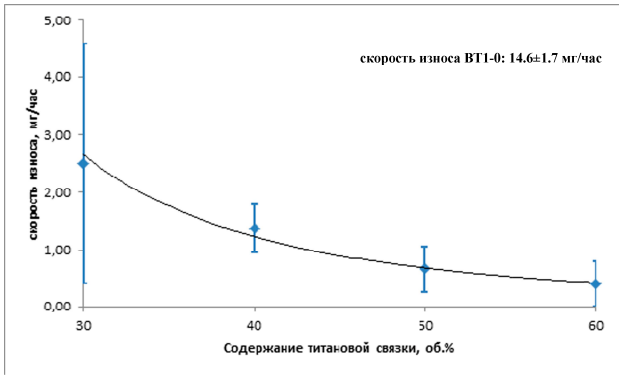
На рис 6а приведена зависимость среднего размера карбидных частиц в наплавках от расчетного содержания титановой связки в композиционных порошках (размер частиц определен методом количественной металлографии структур на рисунке 5). На рисунке 6, б приведены скорости износа соответствующих наплавок кварцевым песком при испытаниях по ГОСТ 23-208-79 «Метод испытания материалов на износостойкость при трении о нежестко закрепленные абразивные частицы».

Из сопоставления рисунка 6, а и 6, б следует четкая корреляционная зависимость между структурой наплавленных покрытий и их абразивной износостойкостью. Приведенная на рисунке 6, б зависимость скорости абразивного износа покрытий объясняется, по нашему мнению, структурой покрытий (рисунок 5). Максимальную скорость износа имеет покрытие со структурой (рисунок 5, а) с характерными широкими межкарбидными прослойками титановой связки. Ширина межкарбидных прослоек соизмерима с размером частиц абразива и быстрый износ титановых межкарбидных прослоек приводит к уменьшению площади контакта карбидных включений с титановой связкой и их вырыванию. По мере уменьшения среднего размера карбидных включений также уменьшается ширина межкарбидных прослоек, и описанный выше механизм быстрого износа уже не работает. Отметим, что скорость износа титана ВТ1-0 при тех же условиях испытаний в 6 – 35 раз больше, чем скорость износа наплавленных композиционных покрытий (рисунок 6, б).

Подобных зависимостей износостойкости от структуры можно ожидать также на наплавках композиционными порошками на основе карбида титана с чугунной и стальной связками, результаты исследования которых приведены выше.



а



б

Рисунок 6 – Зависимость среднего размера карбидных включений в структуре наплавленных покрытий и абразивной износостойкости от расчетного содержания титановой связки в композиционных порошках. Покрытия наплавлены порошковыми смесями TiC+Ti с интегральным расчетным содержанием связки 80 об. %

Выводы

С использованием СВ-синтеза в порошковых реакционных смесях титана, углерода, стали Р6М5 и высокохромистого чугуна ПГ-С27 получены композиционные порошки «карбид титана – металлическая связка», структуру которых (морфология и дисперсность карбидной фазы и объемная доля металлической связки) можно целенаправленно регулировать в широких пределах.

При электроннолучевой наплавке композиционных порошков карбидная фаза сохраняется в неизменном виде, что позволяет получать заранее заданную структуру наплавленных покрытий.

Абразивная износостойкость наплавленных покрытий «TiC+Ti» зависит от дисперсности карбидной фазы и в 6 – 35 раз выше, чем износостойкость титана ВТ1-0.

Библиографический список

1. В.Е.Панин, С.И. Белюк, В.Г. Дураков, Г.А.Прибытков, Н.Г. Ремпе. Электронно-лучевая наплавка в вакууме: оборудование, технология, свойства покрытий. Сварочное производство. 2000, № 2, с 34-38.

2. Диаграммы состояния двойных металлических систем: справ. в 3 т./ под общ. ред. Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1996.-том 1. 992 с.

3. Сараев Ю.Н., Полнов В.Г., Прибытков Г.А., Макарова Л.И., Полев И.В., Вагнер М.И., Кириллова Н.В. Особенности формирования структуры и свойства порошковых покрытий, содержащих карбид титана при дуговой наплавке. Сварочное производство. -1999, № 8, С. 19-23.

УДК 669.054.83; 669.531.5

К ВОПРОСУ ПЕРЕРАБОТКИ ПЫЛЕВЫХ ОТХОДОВ ЭЛЕКТРОСТАЛЕПЛАВИЛЬНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Немчинова Н.В.[1], Тютрин А.А.[1], Патрушов А.Е.[2]

[1]Иркутский национальный исследовательский технический университет, г. Иркутск, Россия, ninavn@yandex.ru
[2]ООО «ИТЭМ-инжиниринг», г. Иркутск, Россия, apatrushov@mtrci.ru

***Аннотация**: В статье приведены результаты исследований по разработке метода переработки пылевых отходов, образующихся при электропечной выплавке стали из цинксодержащего металлоломного сырья, с получением цинкоксидных возгонов и гранулированного чугуна. Определены методы и основные параметры получения цинк- и железосодержащих продуктов.*

***Ключевые слова:** сталеплавильное производство; пылевые отходы; оксид цинка; дистилляция; цинковые возгоны; чугун.*

ABOUT RECYCLING OF STEEL MELTING ELECTRIC PRODUCTION DUST WASTE

Nemchinova N.V.[1], Tiutrin A.A.[1], Patrushov A.E.[2]

[1]FGBOU VO «Irkutsk National Researching Technical University», Irkutsk, Russia, e-mail: ninavn@yandex.ru
[2]OOO «ITAM-Engineering», Irkutsk, Russia, apatrushov@mtrci.ru

Abstract: *The investigations results of on recycling dust waste method have been showed in this article. This waste is formed in during electric furnace steel melting from zinc-containing scrap-metal. Our method produce zinc oxide sublimates and granulated cast iron.*

The methods and main parameters of zinc and iron products recoverability have been determined.

Key word: *steel melting production; dust waste; zinc oxide; distillation; zinc sublimates; cast iron.*

Россия является крупным производителем черных и цветных металлов. Металлургическая промышленность для своей деятельности использует различные минерально-сырьевые, материальных, энергетические ресурсы, эффективность использования которых определяет как уровень себестоимости металлургической продукции, так и степень воздействия ее производства на окружающую среду. В последние годы роль вторичной металлургии постепенно возрастает, что несколько улучшает ситуацию по утилизации металлсодержащих отходов, однако объемы различных твердых отходов первичной металлургии имеют весьма внушительные значения.

Металлургическая промышленность является одним из главных источников загрязнения окружающей среды вредными веществами. Черная металлургия относится к числу базовых отраслей промышленности и, наряду с топливно-энергетическим комплексом, определяет конкурентоспособность экономики нашей страны. Металлургическое производство в России сопровождается образованием огромного количества промышленных отходов, достигающего 30 % объема выпуска стали. Около 80 % из них составляют шлаки, около 20 % приходится на пыли и шламы.

В связи с этим наибольшую важность приобретают работы по поиску и разработке технологий, которые обеспечивают устойчивое развитие отрасли за счет повышения комплексного использования сырья, энергоэффективности, снижения экологической нагрузки и производственных издержек [1, 2].

Проблема утилизации железосодержащих сталеплавильных пылей связана с повышением в них содержания цветных металлов, в частности цинка, вследствие снижения доли чугуна в производстве стали и увеличения доли оцинкованного лома. При полном освоении мощностей сталеплавильных агрегатов ежегодно в пыли и шламы переходит до 7 тыс. т цинка [3].

В последнее время в мире наблюдается спрос на цинк, по объемам производства он занимает 3-е место среди цветных металлов и находит широкое применение в различных отраслях промышленности как в виде металла, так и в виде различных сплавов, химических соединений [4]. Поэтому пылевые отходы электросталеплавильного производства, содержащие вредные для окружающей среды, но ценные для металлургии и потребления в народном хозяйстве – цинк и железо – перспективным технологическим сырьем для получения оксида цинка и гранулированного чугуна.

В России в настоящее время отходы сталеплавильного производства практически не перерабатываются.

В наших исследованиях для разработки методики извлечения ценных компонентов из отходов сталеплавильного производства мы использовали усредненную пробу цинксодержащих пылей с одиннадцати предприятий. Данный материал – порошок красно-коричневого цвета (с крупностью частиц $\leq$0,060 мм).

По своему химическому составу, анализ которого выполнен с помощью рентгеновского спектрометра с волновой дисперсией S8 TIGER (Bruker, Германия), образец пыли состоит в основном из оксидов железа и цинка, в меньших количествах присутствуют оксиды щелочных металлов, кремния, марганца и др. (таблица 1).

Методом рентгенофазового анализа на дифрактометре ДРОН-3 (Россия) было проведено исследование форм нахождения железосодержащих фаз в данном сырье. Было установлено, что в образце значительное количество атомов железа связано с кислородом в магнетит, в структуре которого, по-видимому, заметная часть атомов замещена другими атомами (в частности, цинком), в результате чего образуется феррит цинка $ZnFe_2O_4$. Однако большая часть цинка находится в исследуемых образцах в виде оксида цинка ZnO.

Таблица 1 – Химический состав цинксодержащей пыли

Компоненты														
ZnO	Fe_2O_3	Na_2O	K_2O	CaO	Cl	P_2O_5	SO_3	SiO_2	Al_2O_3	MgO	MnO	PbO	Проч	Итого
Содержание, мас. %														
26,02	36,90	5,975	2,98	10,43	3,75	0,34	1,04	4,79	0,66	1,31	2,88	2,11	0,80	100,00

Как известно, при плавке стали при использовании в качестве шихты металлолома, в пылях содержится хлор [1], содержание которого в исследуемом образце составила в среднем 3,75 % (см. таблицу 1); в исходном материале данный элемент образует соответствующие хлориды с щелочными металлами, которые также были зафиксированы в пробе.

Извлечение элементов из пылевидных отходов сталеплавильного производства основано на их восстановлении ценных из кислородсодержащих форм активными углеродсодержащими материалами [5, 6]. Изменение содержания углерода в процессе восстановления происходит ступенчато и отражает переход при 600 °С Fe_2O_3 в цементит Fe_3C. Характерна устойчивость цементита в диапазоне температурном интервале 650 – 850 °С; причем в этой области также остается часть феррита кальция и полностью оксид цинка. Заметное количество металлического железа появляется в результате распада цементита (начиная с 800 °С) и достигает максимального значения при 870 °С.

Оксид цинка активно восстанавливается оксидом углерода при температуре близкой к 1000 °С [5, 7, 8]. Полностью оксид цинка восстанавливается с выделением парообразного цинка при 1100 °С по реакции

$$ZnO + CO = Zn\uparrow + CO_2. \quad (1)$$

Также ZnO может восстанавливаться и железом по следующей реакции [8]

$$ZnO + Fe = Zn\uparrow + FeO, \quad \Delta G^0_{298} = 76{,}4 \text{ кДж/моль}. \quad (2)$$

Как было указано выше, бóльшая часть цинка связана в сырье с железом в виде феррита цинка $ZnO \cdot Fe_2O_3$, который довольно хорошо восстанавливаются углеродом по реакции:

$$ZnO \cdot Fe_2O_3 + 2C = Zn\uparrow + 2FeO + 2CO, \Delta G°_{1273} = -876{,}2 \text{ кДж/моль}. \quad (3)$$

Цинк из феррита цинка восстанавливается быстрее при более низкой температуре, чем из чистого оксида цинка, и процесс протекает ступенчато, но оксид цинка восстанавливается только после полного восстановления оксида железа [7].

Железо, содержащееся в образцах пыли в виде оксидов, взаимодействует с газообразным восстановителем по следующим реакциям:

$$FeO + CO = Fe + CO_2, \quad (4)$$

$$Fe_2O_3 + CO = 2FeO + CO_2. \quad (5)$$

В присутствии оксида кремния диоксид железа образует силикаты (типа $xFeO \cdot ySiO_2$), которые способствуют ошлаковыванию компонентов шихты.

Окисленные соединения свинца при данных температурах процесса восстанавливаются до металлического свинца [4]. Полученный металл частично испаряется и, конденсируясь, загрязняет цинк. Бóльшая часть свинца остается в шлаке, не успев испариться.

В наших экспериментах по получению железа прямым восстановлением из железо-, цинксодержащей пыли по технологии RCI (Rapid Cast Iron – «быстрый чугун») для восстановления продуктов плавки в наших исследованиях мы использовали два вида восстановителей: каменный уголь и каменноугольный кокс с содержанием углерода 54,1 и 97 %, соответственно. В качестве шлакообразующих флюсов мы использовали оксиды кальция и кремния с крупностью частиц менее 0,1 мм. Количество вводимых в шихту данных флюсующих добавок рассчитывали с учетом образования легкоплавкого шлака с соотношением $(CaO+MgO)/SiO_2 = 0{,}15 – 0{,}32$ [9].

Для проведения экспериментов нами использовалась окомкованная шихта. Для этого в качестве связующего применяли карбоксил-метил целлюлозу (КМЦ) с добавлением дистиллированной воды для получения густой пастообразной массы, из которой формовали круглые гранулы массой до 30 г. Для удаления влаги гранулы подвергали сушке в лабораторной муфельной электропечи ЭКПС 10 при температуре 250 °С в течение 30 мин [10] (рисунок 1).

Восстановительную плавку гранулированной шихты осуществляли на лабораторной установке, состоящей из высокотемпературной печи LHT 08/17 (Nabertherm, Германия) и водоохлаждаемого газохода с принудительным отводом газообразных продуктов реакции (рисунок 2). Данная установка

была смонтирована и установлена в научно-исследовательской лаборатории «Физико-химические исследования металлургических процессов» кафедры металлургии цветных металлов ФГБОУ ВО «ИРНИТУ». Для более полного улавливания цинка отходящие газы пропускались через раствор дистиллированной воды.

Рисунок 1 – Гранулированная шихта

Корректировка состава шихты и температуры плавки проводилась на основании полученных данных по характеру разделения продуктов плавки шихты (гранул чугуна и шлака) и массе этих продуктов. Пробы полученных возгонов направлялись на исследование рентгенофлуоресцентным и рентгенофазовым методами анализа.

Для восстановления цинка из пыли нижний предел температуры значительно ниже температуры начала восстановления железа. Поэтому при температуре более 1100 °С цинк восстанавливается и улетучивается, откуда бóльшая его часть осаждается в охлаждаемой части лабораторной установки. По результатам рентгенофазового анализа установлено, что цинк в уловленных возгонах содержится в окисленной форме в количестве до 73,3 – 79,8 мас. %; при этом извлечение цинка в концентрат составило 90 %, что является достаточно высоким показателем.

Полученные результаты лабораторных опытов, проведенных с целью отработки технологии переработки цинксодержащих пылей электросталеплавильного производства и получения гранулированного чугуна и цинкоксидного концентрата, позволяют сделать следующие выводы:

Рисунок 2 – Установка для проведения лабораторных испытаний по переработке пылей электросталеплавильного производства

– извлечение цинка в концентрат составило в среднем 90 %;

– полученные цинковые возгоны удовлетворяет требованиям, предъявляемым к цинковому концентрату по содержанию ZnO, однако содержание галогенов (хлора и фтора) превышает допустимые требованиями потребителей значения, что требует дальнейшей работы по поиску путей снижения их концентрации;

– вид восстановителя влияет на качество полученного в результате плавки цинкового возгона: более высокое содержание оксида цинка в полученных возгонах отвечает экспериментам с применением в качестве восстановителя кокса;

– в результате температурной обработки шихты «гранулированный» чугун образует мелкие фракции, распределенные в составе образующегося шлака, что требует для его выделения механического воздействия (в частности, дробления в шаровых мельницах) и последующей магнитной сепарации; в результате готовый продукт представлен фракцией 6 мм и менее.

Библиографический список

1. Журавлев В.В., Кобелев В.А. Анализ существующих технологий переработки сталеплавильной цинксодержащей пыли и направления дальнейших исследований // Черная металлургия. – 2012. – № 10 (1354). – С. 80-83.

2. Смирнов Л.А., Кобелев В.А., Потанин В.Н., Школьник Я.Ш. Разработка комплексной схемы утилизации железосодержащих отходов // Сталь. – 2001. – № 1. – С. 89-90.

3. Каширина А.О., Ростовский В.И. Утилизация цинксодержащих сталеплавильных пылей и шламов / Збірка доповідей V Міжнародної наукової конференції аспірантів та студентів «Охорона навколишнього середовища та раціональне використання природних ресурсів», Т.1. – Донецьк: ДонНТУ, ДонНУ, 2006. – С.58-59

4. Романтеев Ю.П., Быстров В.П. Металлургия тяжелых цветных металлов. Свинец. Цинк. Кадмий. – М.: Изд. дом МИСиС, 2010. – 574 с.

5. Процессы и аппараты цветной металлургии: учебник / под ред. С.С. Набойченко. – Екатеринбург: Изд-во Уральского федер.ун-та, 2013. – 564 с.

6. Мизин В.Г., Серов Г.В. Углеродистые восстановители для ферросплавов. – М.: Металлургия, 1976. – 272 с.

7. Козлов П.А. Вельц-процесс. – М.: Издательский дом «Руда и металлы», 2012. – 176 с.

8. Минеев Г.г., Минеева Т.С., Жучков И.А., Зелинская Е.В. Теория металлургических процессов: учебник для вузов / под ред. Г.Г. Минеева. – Иркутск: Изд-во ИрГТУ, 2010. – 524 с.

9. Поволоцкий Д.Я., Рощин В.Е., Мальков Н.В. Электрометаллургия стали и ферросплавов. – М.: Металлургия, 1995. – 592 с.

10. Тютрин А.А., Немчинова Н.В., Наумов Е.В. Переработка цинкосодержащей пыли электросталеплавильного производства с получением цинкового концентрата // Перспективы развития переработки углеводородных и минеральных ресурсов: матер. V Всерос. науч.-практ. конф. с междунар. участием (23-24 апр. 2015 г., г. Иркутск). – Иркутск, 2015. – С. 60-64.

УДК 621.791

ИМПУЛЬСНЫЕ МЕХАНИЗМЫ ПОДАЧИ ЭЛЕКТРОДНОЙ ПРОВОЛОКИ

Филонов А.В.

Юргинский технологический институт (филиал)
Томского политехнического университета,
г. Юрга, Россия, a.filonow@mail.ru

Аннотация*: В данной статье приведен обзор систем управления переносом капель расплавленного металла электрода при дуговой сварке в защитных газах.*

Ключевые слова: *каплеперенос, подающий механизм, импульсная подача, электродвигатель, электромагнит.*

IMPULSE FEEDING MECHANISMS ELECTRODE WIRE

A.V. Filonov

Yurga Institute of Technology,
National Research Tomsk Polytechnic University Affiliate,
Yurga, Russia a.filonow@gmail.com

Abstract*: This article provides an overview of systems of management of the droplets of molten metal electrode arc welding in protective gases.*

Key words*: transfer drops, feeding mechanism, pulsing, electric motor, electromagnet.*

Многие характеристики процесса сварки плавящимся электродом в защитных газах зависят от типа каплепереноса металла электрода. Типы переноса металла, а также силы, действующие на металл электрода в дуге, описаны в работах [1, 2]. Каждый тип переноса металла характеризуется как преимуществами, так и недостатками.

Возможны несколько вариантов получения капель заданной массы. Одним из перспективных направлений для решения задач управления каплепереносом является введение в процесс импульсных воздействий [3].

Первое направление – электрические системы – изучено наиболее полно и воплощено в различных импульсных источниках питания сварочной дуги [4]. Разнообразие способов реализации первого направления позволяет получить практически любые алгоритмы изменения энергетических характеристик сварочной дуги. Кроме того реализация обратных связей в подобных устройствах позволяет создавать адаптивные системы управления.

Вторую группу – механические системы – согласно классификации, предложенной в работе [5], представляют устройства, оказывающие воздействие на систему подачи присадочного материала. Устройства, воздействующие на систему подачи присадочного материала, представлены механизмами с изменяемым местом токоподвода, механизмами с некруглыми и специальными спрофилированными роликами, механизмами с изменяемой скоростью вращения двигателя подачи электродной проволоки.

В настоящее время материалы, касающиеся данного вопроса и изложенные в работе [5], получили дальнейшее развитие.

Существующие механизмы импульсной подачи электродной проволоки можно разделить по ряду признаков определяющих их характерные особенности.

Одним из важных признаков механизмов подачи как постоянной, так и импульсной является способ подачи проволоки. Согласно этому признаку можно провести разделение на механизмы толкающего, тянущего и тянуще-толкающего типов.

Другим классификационным признаком может являться вид применяемого привода подачи электродной проволоки. В соответствии с данным признаком можно выделить два основных направления в развитии механизмов импульсной подачи сварочной проволоки:

– механизмы с приводом от электродвигателя (постоянного или переменного тока, шаговые электродвигатели);

– механизмы с приводом подачи от электромагнитов.

Подающие механизмы на основе электромагнитов реализуются по трём типичным схемам [6, 7].

Первый вариант – один электромагнит и один возвратный элемент. Возвратный элемент в этих конструкциях исполнен в виде либо пружины [8], либо в виде упругих мембран [9, 10].

Второй вариант – механизмы, в которых вместо возвратной пружины используется второй электромагнит [9, 11].

Третий вариант – механизм, который при возврате захвата, не требующего больших усилий, одновременно сжимает пружину (рисунок 1) [12], т.е. накапливает энергию по мере втягивания якоря электромагнита, а затем эта энергия отдается в начальный момент движения проволоки, что приводит к её быстрому разгону и позволяет максимально использовать всю энергию, подведённую к подающему механизму.

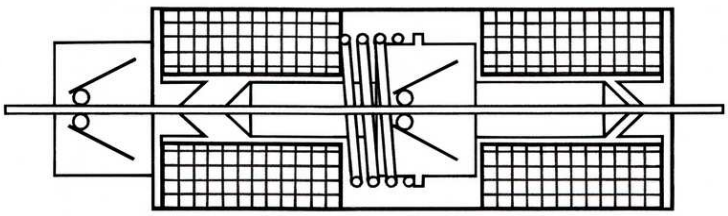


Рисунок 1 – Подающий механизм на основе электромагнитов

Подающие механизмы с приводом от электродвигателя, помимо представленных в работе [5], можно дополнительно разделить на:

– безредукторные механизмы с приводом от электродвигателя [13];

– механизмы с эсцентриковым роликом или профилированным кулачком;

– механизмы с программируемым напряжением питания электродвигателя подачи [14];

– механизмы с подвижным захватом на основе квазиволнового преобразователя (КВП) [15, 16];

– подающие механизмы с шаговым электродвигателем;

– безредукторные механизмы с вентильным электроприводом [17].

Анализ информационных источников показал, что ведущими разработчиками в этом направлении развития импульсных подающих механизмов являются Института электросварки им. Е.О. Патона (Украина) и фирма «Fronius».

С позиции украинских специалистов наиболее совершенными и универсальными, отличающимися значительными возможностями регулирования параметров импульсов, являются механизмы с КВП, в которых подающий ролик устанавливается непосредственно на валу электродвигателя, программируемое импульсное вращение вала которого обеспечивает микропроцессорная система управления [3]. Одним из последних их решений является система импульсной подачи электродной проволоки с использованием специального вентильного электропривода, оснащенного компьютеризированным регулятором характеристик вращения вала [18, 19].

Фирма «Fronius» разработала способ управления переносом металла с торговой маркой CMT (Cold Metal Transfer). Во время короткого замыкания проволока оттягивается назад, протекание тока прекращается, капля переходит в ванну без брызг [20, 21]. Фактически данный способ является одним из представителей третьей системы управления каплепереносом – комбинированной.

Механизмы импульсной подачи на основе электродвигателей с возможностью безредукторной импульсной подачи представляют собой перспективные разработки, однако необходимо учитывать, что их стоимость превосходит стоимость обычных систем в 1,2 – 1,5 раза [22].

Таким образом, управление каплепереносом с помощью различного вида импульсных воздействий является актуальным, что подтверждается современным развитием сварочного оборудования и технологии с целью получения сварного шва с заданными свойствами.

Библиографический список

1. Потапьевский А.Г. Сварка в защитных газах плавящимся электродом. Часть 1. Сварка в активных газах. – Киев: «Екотехнологія», 2007. – 192 с.

2. Потапьевский А.Г., Сараев Ю.Н., Чинахов Д.А. Сварка сталей в защитных газах плавящимся электродом. Техника и технология будущего: монография. – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2012. – 208 с.

3. Патон Б.Е., Лебедев В.А., Пичак В.Г., Полосков С.И. Эволюция систем импульсной подачи электродной проволоки для сварки и наплавки // Сварка и Диагностика. – 2009. – № 3. – С. 46 – 51.

4. Лебедев В.А. Тенденции развития механизированной сварки с управляемым переносом электродного металла (обзор) // Автоматическая сварка. – 2010. – № 10. – С. 45 – 53.

5. Шигаев Т.Г. Приемы модулирования сварочного тока и устройства для их осуществления // Автоматическая сварка. – 1983. – № 8. – С. 51 – 55.

6. Брунов О.Г. Механизированная сварка в среде активных газов с импульсной подачей проволоки: научное издание. – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2007. – 137 с.

7. Брунов О.Г., Федько В.Т., Слистин А.П. Механизмы импульсной подачи сварочной проволоки // Технология металлов. – 1999. – № 11. – С. 7 – 9.

8. Воропай Н.М., Савельев О.Н., Семергеев С.С. Электромагнитные механизмы импульсной подачи сварочной проволоки // Автоматическая сварка. – 1980. – № 1. – С. 46 – 49.

9. Воропай Н.М. Принципы построения устройств для импульсной подачи сварочной проволоки // Автоматическая сварка. – 1998. – № 8. – С. 19 – 25.

10. Родионов Ю.А., Брунов О.Г., Лысенко А.Ф. Механизм импульсной подачи сварочной проволоки // Патент России № 2090325. 1997.

11. Федько В.Т., Брунов О.Г., Лысенко А.Ф. Механизм импульсной подачи сварочной проволоки // Патент России № 2104134. 1998.

12. Брунов О.Г., Федько В.Т., Князьков А.Ф., Слистин А.П. Механизм импульсной подачи сварочной проволоки // Патент России № 2136463. 1999.

13. Ковешников С.П., Белоусов А.Н., Павлов В.Ф., Полосков С.И. Безредукторные механизмы импульсной подачи сварочной проволоки // Сварочное производство.– 1984.– №5.– С. 32 – 34.

14. Красношапка В.В., Кузнецов В.Д., Скачков И.О. Использование привода постоянного тока для импульсной подачи сварочной проволоки // Автоматическая сварка.– 1993.– № 9.– С. 53 – 54.

15. Лебедев В.А. Особенности конструирования механизмов импульсной подачи электродной проволоки в сварочном оборудовании // Автоматическая сварка.– 2003.– № 3.– С. 48 – 52.

16. Лебедев В.А., Мошкин В.Ф., Пичак В.Г. Новые механизмы для импульсной подачи электродной проволоки // Автоматическая сварка.– 1996.– №5.– С. 39-44.

17. Лебедев В.А., Максимов С.Ю., Пичак В.Г. и др. Новые механизмы подачи электродной и присадочной проволок // Сварочное производство. – 2011. – № 5. – С. 35 – 39.

18. Лебедев В.А. Особенности управления процессом сварки плавящимся электродом с им-

пульсной подачей электродной проволоки // Сварка и Диагностика. – 2014. – № 1. – С. 15 – 18.
19. Патон Б.Е., Лебедев В.А., Лендел И.В., Полосков С.И. использование механических импульсов для управления процессами автоматической и механизированной сварки плавящимся электродом // Сварка и Диагностика. – 2013. – № 6. – С. 16-20.
20. Бондаренко В.Л. Дуговая сварка с импульсной подачей электродной проволоки – процесс CMT, предложенный фирмой «Фрониус» // Автоматическая сварка. – 2004. – № 12. – С. 55 – 58.
21. Лебедев В.А. Транзисторные источники питания для электродуговой сварки (обзор) // Автоматическая сварка. – 2012. – № 9. – С. 34 – 40.
22. Лебедев В.А. Классификация механизмов подачи электродной проволоки для сварочного оборудования // Сварочное производство. – 2010. – № 1. – С. 31 – 37.

УДК 621

ЛАЗЕРНАЯ СВАРКА ТИТАНА С НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛЬЮ С ПРИМЕНЕНИЕМ КОМПОЗИТНОЙ ВСТАВКИ*

[1]Черепанов А.Н., [2]Мали В.И., [1]Дроздов В.О., [1]Маликов А.Г.,[1]Оришич А.М.

[1]Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича, г. Новосибирск, Россия
[2]Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева, г. Новосибирск, Россия, drozdov@itam.nsc.ru

***Аннотация**: Исследована эффективность применения промежуточной композитной вставки, полученной взрывом, при лазерной сварке титана ВТ 0-1 с аустенитной сталью 12Х18Н10Т. Вставка представляет сбой четырехслойную композитную пластину состоящую из тонких сваренных взрывом пластин стали –меди –ниобия и титана. Показано, что применение такой вставки позволяет получить неразъемное соединение разнородных металлов, не свариваемых традиционным путем, с прочность сравнимой с прочностью титановой пластины.*
***Ключевые слова**: Лазерная сварка, композитная вставка, прочность, сварка взрывом.*

LASER WELDING OF TITANIUM AND STAINLESS STEEL WITH COMPOSITE INSERT

[1]Cherepanov A.N., [2]Mali V.I., [1]Drozdov V.O., [1]Malikov A.G., [1]Orishich A.M.

[1]Khristianovich Institute of Theoretical and Applied Mechanics SB RAS,
[2]Lavrentyev Institute of Hydrodynamics SB RAS,
Novosibirsk, Russia, drozdov@itam.nsc.ru

***Abstract**: The efficiency of the use of an intermediate composite insert, obtained by explosion, in laser welding of titanium VT0-1 with austenitic steel 12Kh18N10T is studied. The insert is a four-layer composite plate consisting of thin plates welded by explosion: steel, copper, niobium, and titanium. It is shown that the use of such an insert provides a permanent connection of dissimilar metals, unweldable by traditional way, with strength comparable to that of a titanium plate.*
***Key words:** Laser welding, composite insert, strength, explosion welding.*

Известно, что непосредственная сварка титана с нержавеющей сталью не дает положительного результата вследствие образования в сварочном шве хрупких интерметаллидных фаз FeTi, Fe_2Ti [1]. В этой связи одной из основных задач здесь является выбор сварочных материалов, методов и режимов сварки, которые предотвращают или подавляют образование хрупких соединений. В ранее проведенных исследованиях для снижения интенсивности образования интерметаллидных фаз при сварке стали с титаном были использованы различные металлические вставки (медная, бронзовая и др.) [1]. Наиболее эффективной оказалась вставка из пластины меди, применение которой позволило

* Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (гранты 13-01-00227 и 14-08-00633).

получить соединения с прочностью на разрыв до 360 МПа. Однако в области сварного шва формировались зерна интерметаллидов FeTi, Fe_2Ti крупных размеров, что при испытаниях приводило к достаточно большому разбросу значений временной прочности. Наиболее прочные неразъемные соединения аустенитной стали и титана были получены при использовании многослойной композитной вставки, полученной взрывом тонколистовых пластин сталь – медь – тантал – титан [2].

В данной работе проводилось исследование применения композитных вставок с использованием ниобия вместо тантала для лазерной сварки титана с аустенитной сталью 12Х18Н10Т. Ниобий имеет сходные с танталом химические свойства и высокую температуру плавления, однако стоимость ниобия существенно меньше по сравнению с танталом. Другим важным преимуществом ниобия является меньшая по сравнению с танталом плотность, что обеспечивает высокую удельную прочность готового изделия. Композитные вставки были изготовлены методом сварки взрывом с использованием схемы и режимов, описанных в работе [2].

Ниже приведены результаты исследований соединений из нержавеющей стали и титана, полученных с помощью лазерного луча с использованием промежуточной вставки, состоящей из четырех пластин, сваренных взрывом: сталь 10Х18Н9Т, медь М1, ниобий Нб-1 и титан ВТ1-0 с толщинами 3,0; 0,1; 0,2; 3,0 мм., соответственно. Сварку выше перечисленных разнородных металлов в виде пластин с поперечными размерами 100×50 мм осуществляли за один взрыв. Пластина из нержавеющей стали располагалась на неподвижном стальном основании. Сверху последовательно и параллельно друг другу устанавливались пластины меди, ниобия и титана. Непосредственно на титановой пластине равномерно размещали слой взрывчатого вещества: аммонита №6ЖВ, который инициировали детонатором из одного угла заряда. Продукты детонации (D = 3 км/с) ускоряли титановую пластину, которая соударялась под углом с пластиной из ниобия, затем осуществлялось косое соударение этого двухслойного пакета с медной пластиной, и полученного трехслойного пакета – с неподвижно лежащей на жестком основании стальной пластиной. В результате таких высокоскоростных косых неупругих соударений металлов происходила их сварка и формирование четырехслойной заготовки сталь – Cu –Nb –Ti (рисунок 1).

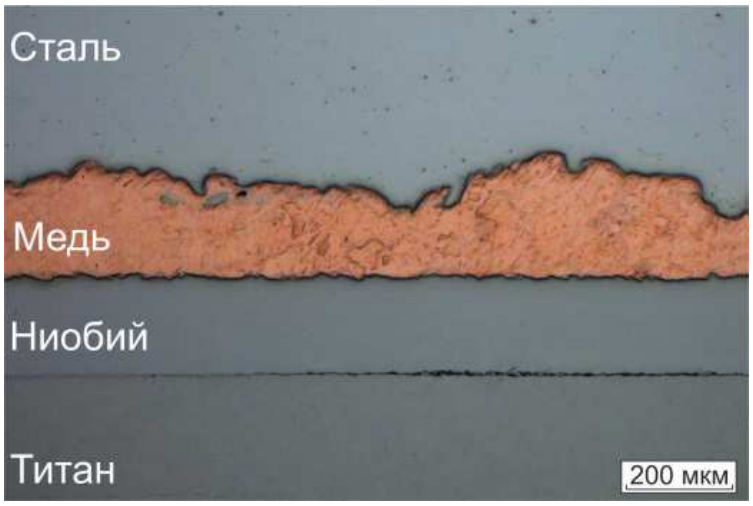
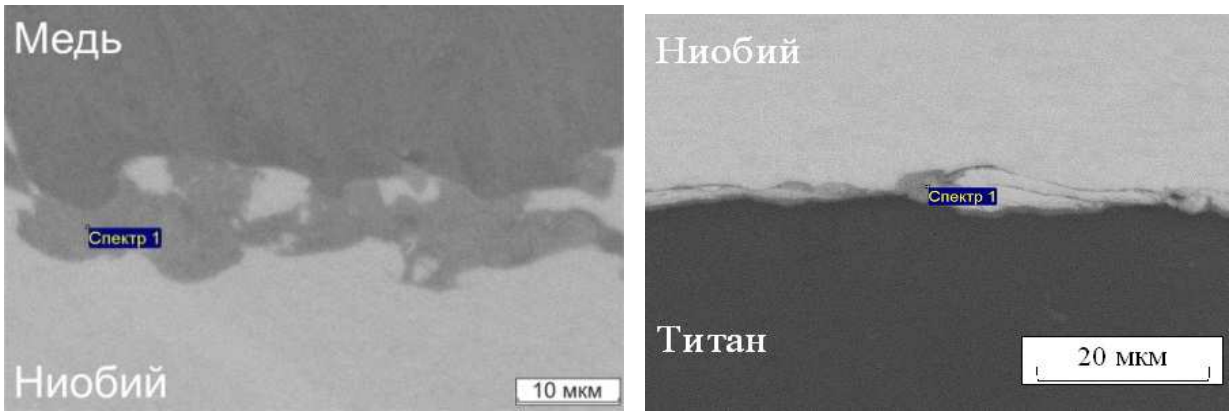


Рисунок 1 – Микроструктура четырехслойной вставки

Затем из четырехслойной заготовки отрезали полоску шириной, соответствующей толщине пластин, свариваемых лазером. Поверхность отрезанной полосы предварительно механически обрабатывалась. Подготовленная таким образом вставка располагалась между свариваемыми пластинами титана и стали и производилась сварка стальной пластины со стальной частью вставки, а титановой пластины с титановой частью вставки. Лазерная сварка однородных металлов происходила без затруднений, так как присутствующие в композитной вставке слои меди и ниобия служили барьером на пути образования хрупких интерметаллических фаз системы Fe-Ti. Более детальный микроструктурный анализ соединений медь – ниобий и ниобий – титан показал, что на их границах присутствуют отдельные островки соответственно до 20 мкм и 10 мкм в длину, которые представляют собой область перемешивания взаимодействующих материалов (рисунок 2).Каких-либо структурных дефектов на границах соединения не было обнаружено.

Результаты микрорентгеноспектрального анализа в приграничных областях перемешивания меди и ниобия, титана и ниобия представлены в таблице 1.

Испытания сварного соединения, в котором слои композитной вставки расположены перпендикулярно направлению растягивающей нагрузки, на статическое растяжение осуществляли на сервогидравлической испытательной машине «Instron» 8801. Средние значения механических характеристик, полученных при испытаниях 4-х опытных образцов представлены в таблице 2.



a *b*

Рисунок 2 – Морфология границ медь – ниобий (*a*) и ниобий – титан (*b*) в промежуточной композитной вставке

Таблица 1 – Микрорентгеноспектральный анализ элементов в областях перемешивания

Области перемешивания на границах стыка	Элемент	Весовой, %
Cu – Nb	Cu	79,15
	Nb	20,85
Ti – Nb	Ti	50,96
	Nb	49,04

Таблица 2 – Результаты прочностных характеристик сварных соединений с 4х-слойными вставками

Тип вставки	Предел прочности $\sigma_в$, МПа	Предел текучести $\sigma_т$, МПа	Относительное удлинение δ, %
с Nb	475,5	302	5,4
с Ta [2]	417, 42	213,26	5,25

Результаты испытаний показали, что значение предела прочности композитов близко к прочности титана и на 14 % превосходит прочность образцов, полученных при использовании сваренной взрывом четырехслойной вставки с пластиной из тантала [2].

Библиографический список

1. Черепанов А.Н., Афонин Ю.В., Оришич А.М. Лазерная сварка стали с титановым сплавом с применением промежуточных вставок и нанопорошковых инокуляторов // Тяжелое машиностроение. – 2009 – № 8. – С. 24 – 26.

2. А. Н. Черепанов, А. М. Оришич, В. И. Мали. Лазерная сварка нержавеющей стали с титановым сплавом с применением многослойной вставки, полученной взрывом. Физика горения и взрыва, 2014, т. 50, №4. С. 124 – 129.

СОДЕРЖАНИЕ

СЕКЦИЯ. 3 ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ: ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО, ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ, ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА 4

Модифицирование серого чугуна индукционной плавки барий-стронциевым карбонатом 4
Модзелевская О.Г., Феоктистов А.В., Селянин И.Ф., Куценко А.И., Куценко А.А.

Влияние смазочных материалов при горячей прокатке толстолистовой стали 8
Шарова Н.В., Лычагина Т.С., Чаплыгина Е.М., Пожидаева Е.Б.

Прогрессивные виброустойчивые конструкции металлорежущих инструментов 10
Пожидаев Ю.А., Чаплыгина Е.М., Лычагина Т.С., Шарова Н.В., Гилметдинова А.Р.

Использование термоциклической деформации для получения полуфабрикатов из заэвтектических силуминов 15
Прудников А.Н., Прудников В.А.

Анализ напряженно-деформированного состояния при производстве дюбелей способом поперечно-клиновой прокатки 19
Бирюков М.А., Песин А.М., Чукин М.В., Бирюков А.В.

Исследование возможности комбинирования различных схем деформации для конструирования методов, обеспечивающих измельчение микроструктурных составляющих углеродистой проволоки 23
Чукин М.В., Полякова М.А., Емалеева Д.Г., Гулин А.Е.

Разработка нового совмещенного процесса толстолистовой прокатки и штамповки 28
Песин А.М., Дригун Э.М., Гун Г.С., Пустовойтов Д.О., Песин И.А.

Влияние стабилизирующей термической обработки на коэффициент термического расширения в высокопрочных углеродсодержащих инварных сплавах 32
Чукин Д.М., Копцева Н.В., Ефимова Ю.Ю., Барышников М.П., Синицких А.С.

Оценка структуры, свойств и загрязненности неметаллическими включениями деформационно-термоциклически обработанной стали 10 35
Прудников А.Н., Прудников В.А., Богонос Е.В.

Эволюция дефектной подсистемы стали с бейнитной структурой при активной пластической деформации 39
Громов В.Е., Аксёнова К.В., Никитина Е.Н., Иванов Ю.Ф., Целлермаер В.Я.

Прогнозирование усадочных напряжений при центральном растяжении стенки отливки 43
Вдовин К.Н., Савинов А.С., Феоктистов Н.А., Тубольцева А.С.

Особенности фазово-структурных превращений при охлаждении хромистых сталей для инструмента горячей деформации 46
Бобырь С.В., Левченко Г.В., Нефедьева Е.Е., Евсюков М.Ф.

Возможности обнаружения холодных трещин в стальных отливках методами ультразвуковой и вихретоковой инфракрасной термографии 51
Чепрасов А.И., Князев С.В., Усольцев А.А., Долгополов А.Е., Мамедов Р.О.

Влияние вибрации на структуру и плотность алюминиевых сплавов 55
Усольцев А.А., Князев С.В., Куценко А.И., Долгополов А.Е., Мамедов Р.О.

Влияние модифицирования на тепловое расширение алюминия и его сплавов 58
Попова М.В., Малюх М.А.

Возможности и особенности получения сорбитизированной катанки на линии СТЕЛМОР 61
Саранча С.Ю., Левандовский С.А., Моллер А.Б., Тулупов О.Н.

Исследование эффективности совмещенно-комбинированных способов деформации при производстве проволоки 65
Харитонов В.А., Таранин И.В.

Совершенствование режимов прокатки длинномерных железнодорожных рельсов на универсальном рельсобалочном стане ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» 70
Головатенко А.В., Уманский А.А., Кадыков В.Н.

Современное состояние отечественного рынка труб большого диаметра 75
Губанов С.А., Чикишев Д.Н., Салганик В.М.

Обоснование перспективных решений при реализации процесса прокатки–прессования 77
Фастыковский А.Р.

Исследование влияния технологических и конструктивных параметров процесса прокатки в редукционно-калибровочном блоке непрерывного проволочного стана на заполнение калибров блока и на продольные напряжения между его клетями при скорости прокатки более 150 м/с 82
Горбанев А.А., Токмаков П.В., Раздобреев В.Г., Паламарь Д.Г.

Сравнение качества непрерывнолитых слябов, отлитых на МНЛЗ различного типа 87
Столяров А.М., Мошкунов В.В., Дидович С.В.

Современные требования к качественным показателям катанки различного назначения 90
Парусов Э.В., Чуйко И.Н., Сагура Л.В., Сивак А.И.

Особенности формирования структуры и свойств бунтового проката 96
Сычков А.Б., Шекшеев М.А., Малашкин С.О., Камалова Г.Я.

Совершенствование технологии производства проволоки на основе разработки модульно-комбинированных процессов волочения 102
Харитонов В.А., Галлямов Д.Э.

Разработка методики выбора режима технологической операции закатки шаровых шарниров на основе квалиметрической оценки качества процесса 107
Михайловский И.А., Гун Е.И.

Разработка математической модели и методики расчета сопротивления деформации рельсовых сталей различного химического состава 110
Уманский А.А., Головатенко А.В., Кадыков В.Н., Думова Л.В.

Повышение эффективности сортопрокатного стана с помощью современных ит: опыт разработки программного обеспечения для моделирования линии воздушного охлаждения 116
Саранча С.Ю., Левандовский С.А., Моллер А.Б., Кинзин Д.И.

Формирование качества канатной катанки под влиянием технологических факторов процесса прокатки на мелкосортно-проволочном стане 119
Шубин И.Г., Шубина Н.И.

Исследование влияния скорости охлаждения в интервале выделения избыточных фаз на литую микроструктуру стали Гадфильда 125
Вдовин К.Н., Горленко Д.А., Феоктистов Н.А.

Метод моделирования процессов холодной пластической деформации с учетом микроструктуры стали 130
Константинов Д.В., Корчунов А.Г.

Математическое моделирование теплотехнических процессов в литейно-прокатных модулях на участке МНЛЗ – нагревательное устройство 135
Бирюков А.Б., Иванова А.А.

Современные подходы к работе и настройке автоматизированных систем листовых прокатных станов с учетом стохастического характера параметров технологического процесса 140
Кожевников А.В., Сорокин Г.А., Кожевникова И.А.

О качестве флокеночувствительных непрерывнолитых заготовок 143
Бойченко С.Б., Бойченко Б.М., Синегин Е.В.

Определение рационального химического состава и режимов термической обработки железнодорожных рельсов стали марки Э76ХФ с использованием тепла прокатного нагрева 148
Полевой Е.В., Темлянцев М.В.

Исследование технологии производства стальной горячекатаной ленты с расширенным комплексом потребительских свойств 155
Голубчик Э.М., Медведева Е.М., Телегин В.Е.

Анализ силовых параметров процесса асимметричной листовой прокатки алюминиевого сплава 5083 в условиях сверхвысоких сдвиговых деформаций 160
Песин А.М., Пустовойтов Д.О., Вафин Р.К.

СЕКЦИЯ 4. ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ СВАРКИ И ПОЛУЧЕНИЯ ПОРОШКОВЫХ, КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ И ПОКРЫТИЙ 168

Сварка в защитных газах проволокой сплошного сечения: пути повышения эффективности применения в машиностроении 168
Зернин Е.А., Кузнецов М.А., Павлов Н.В., Карцев Д.С.

Влияние типа покрытия, применяемого для защиты поверхности от брызг расплавленного металла, на санитарно-гигиенические характеристики ММА 171
Садыков И.Д.

Принципы управления плавлением и переносом электродного металла при современных способах сварки 174
Крампит А.Г.

Технология модификации конструкционных материалов путем наплавки интерметаллидных покрытий 176
Захаров О.В., Макеев Д.Н.

Структура сварных соединений наноструктурированного титанового сплава ВТ6, полученных при контактной сварки 180
Клименов В.А., Курган К.А., Чумаевский А.В., Гнюсов С.Ф.,
Потекаев А.И., Клопотов А.А.

Новые материалы для сварки и наплавки 184
Козырев Н.А., Галевский Г.В., Крюков Р.Е., Титов Д.А., Шурупов В.М.

О возможности использования шлака производства силикомарганца для изготовления сварочных флюсов 188
Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Липатова У.И., Козырева О.Е.

Изучение свойств наплавленного металла порошковыми проволоками 40ГМФР и 40Х3Г2МФ 191
Осетковский И.В., Кибко Н.В., Козырев Н.А., Гусев А.И.

Методика расчета площади физического контакта при изготовлении неразъемных соединения в условиях тугой посадки 194
Пицык В.С., Муравьев В.И., Саблин П.А., Евстигнеев А.И.

Влияние термической обработки на структуру состав и свойства материала неразъемного соединения, полученного в условиях тугой посадки заготовок системы «вал-отверстие» 201
Пицык В.С., Муравьев В.И., Саблин П.А., Евстигнеев А.И.

Активация стадии объемного взаимодействия за счет повышения скорости нагрева до заданной температуры выдержки и выбор оптимального источника нагрева для установки термической обработки неразъемных соединений, полученных в твердом состоянии 207
Пицык В.С., Муравьев В.И., Саблин П.А., Евстигнеев А.И.

Особенности получения нанопорошка карбида титана в наносостоянии и исследование его свойств 213
Ширяева Л.С., Руднева В.В., Галевский Г.В., А.К. Гарбузова

Эволюция дисперсности высокотемпературных соединений хрома в условиях плазменного потока 217
Ширяева Л.С., Ноздрин И.В., Руднева В.В., Галевский Г.В.

Получение алюмоматричных наноструктурированных композиционных сплавов с использованием процессов СВС 221
Луц А.Р., Рыбаков А.Д.

Изучение влияния параметров процесса ультразвукового прессования на время его протекания 225
Гун И.Г., Смирнов А.В., Осипов Д.С., Сальников В.В., Куцепендик В.И.

Оценка современных методов контроля распространения разрушения в трубах большого диаметра 229
Пожидаева Е.Б., Чикишев Д.Н.

Плазменно-электролитное модифицирование в технологиях получения биметаллов и функциональных покрытий 233
Стеблянко В.Л., Пономарев А.П.

Strain-stress simulation and analysis for welding of packing vacuum cover 239
YanhuWang, Xizhang Chen, Sergey Konovalov

Влияние электронно-пучковой обработки на изменение поверхности разрушения титана ВТ1-0 при многоцикловой усталости 244
Комиссарова И.А., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Тересов А.Д., Осинцев К.А., Бутакова К.А., Громов В.Е., Мартусевич Е.В.

Роль магнитного поля в эволюции дислокационной субструктуры меди при ползучести 247
Коновалов С.В., Ярополова Н.Г., Загуляев Д.В., Комиссарова И.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Chen X.

Сравнение эффективности методов синтеза шпинельных керамических соединений на основе алюмината меди 251
Тафилевич А.Н., Минюкова Т.П., Белоусова Н.С.

Современные тенденции в синтезе тугоплавких диборидов некоторых переходных металлов 254
Крутский Ю.Л., Дюкова К.Д., Баннов А.Г., Антонова Е.В.

Синтез высокодисперсного порошка диборида хрома с использованием нановолокнистого углерода 258
Чушенков В.И., Крутский Ю.Л., Квашина Т.С.

Получение изделий из алюминия порошковым методом с использованием наномодификаторов прочности (УНТ) 262
Кузьмин М.П., Иванов Н.А., Кондратьев В.В., Кузьмина М.Ю., Сарапулов И.А.

Основные механизмы роста кластеров меди при синтезе методом конденсации 267
Чепкасов И.В.

Автоматизированная система контроля производства и диагностики дефектности стальных отливок при массовом производстве 270
Князев С.В., Усольцев А.А., Скопич Д.В., Фатьянова Е.А., Долгополов А.Е.

Гибридная искро-лазерная модификация поверхности стали 40Х 274
Купцов С.Г., Магомедова Р.С., Фоминых М.В., Мухинов Д.В., Плещев В.П.

Исследование структуры электровзрывных композиционных покрытий системы W-Ni-Cu после электронно-пучковой обработки 278
Романов Д.А., Гончарова Е.Н., Будовских Е.А., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Тересов А.Д., Б.Б. Хаимзон

Изменение тонкой структуры и свойств стали после наплавки порошковыми проволоками 283
Коновалов С.В., Райков С.В., Капралов Е.В., Будовских Е.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Мартусевич Е.В.

Модифицирование поверхности титанового сплава ВТ6 электровзрывным карбоборированием 288
Кобзарева Т.Ю., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Будовских Е.А.

Наномодифицирование металломатричных покрытий: научно-технологические и экономические аспекты 293
Галевский Г.В., Руднева В.В., Черепанов А.Н., Стафецкис Л., Галевский С.Г.

Сверхтвердые бориды и карбиды: развитие нанотехнологии, особенности свойств, экономические прогнозы 301
Галевский Г.В., Руднева В.В., Черепанов А.Н., Стафецкис Л., Галевский С.Г.

Локализация пластической деформации стали с бейнитной структурой на наноуровне 308
Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Никитина Е.Н.

Композиционные порошки «карбид титана–металлическая связка» для наплавки на изнашиваемые детали металлургического оборудования 312
Прибытков Г.А., Криницын М.Г., Барановский А.В., Коржова В.В., Коростелева Е.Н., Дураков В.Г.

К вопросу переработки пылевых отходов электросталеплавильного производства 318
Немчинова Н.В., Тютрин А.А., Патрушов А.Е.

Импульсные механизмы подачи электродной проволоки 322
Филонов А.В.

Лазерная сварка титана с нержавеющей сталью с применением композитной вставки 325
Черепанов А.Н., Мали В.И., Дроздов В.О., Маликов А.Г.,Оришич А.М.

Научное издание

МЕТАЛЛУРГИЯ: ТЕХНОЛОГИИ, ИННОВАЦИИ, КАЧЕСТВО

Часть 2

Труды XIX Международной научно-практической конференции

Под общей редакцией Е.В. Протопопова
Технический редактор Л.С. Ширяева
Компьютерная верстка Е.Ф. Мелещук

Подписано в печать 03.12.2015 г.
Формат бумаги 60×84 1/16. Бумага писчая. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 19,47. Уч.-изд. л. 21,98. Тираж 300 экз. Заказ 768.

Сибирский государственный индустриальный университет
654007, г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42.
Издательский центр СибГИУ