

Научный журнал

ВЕСТНИК

Сибирского
государственного
индустриального
университета

№ 1 (31), 2020

Основан в 2012 году
Выходит 4 раза в год

Учредитель:

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

Редакционная коллегия

М.В. Темлянец
(главный редактор)
А.В. Новичихин
(отв. секретарь)

Е.П. Волынкина
Г.В. Галевский
В.Ф. Горюшкин
В.Е. Громов
Л.Т. Дворников
Жан-Мари Дрезет
Стефан Золотарефф
Пенг Као
С.В. Коновалов
С.М. Кулаков
А.Г. Никитин
Е.Г. Оршанская
Т.В. Петрова
Е.В. Протопопов
В.И. Пантелеев
Арвинд Сингх
А.Ю. Столбоушкин
И.А. Султангузин
А.В. Феоктистов
В.Н. Фрянов
В.П. Цымбал
Си Чжан Чен

СОДЕРЖАНИЕ

МЕТАЛЛУРГИЯ И МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

- Громов В.Е. Предисловие к подборке статей «Прочность и пластичность материалов при внешних энергетических воздействиях».....3
- Кормышев В.Е., Жаворонкова Е.Ю., Рубаникова Ю.А., Громов В.Е., Юрьев А.А. «Белые» слои на поверхности рельсов.....5
- Троицкий О.А., Сташенко В.И. Влияние разной направленности полей СВЧ-излучения и тока на пластическую деформацию металла.....9
- Громов В.Е., Кормышев В.Е., Перегудов О.А., Иванов Ю.Ф., Рубаникова Ю.А. Формирование при закалке тонкой структуры рельсов и ее эволюция при длительной эксплуатации.....14
- Черкасов Н.В., Тришкина Л.И., Черкасова Т.В., Конева Н.А. Влияние размера зерен, температуры деформации и состава сплавов Cu-Al на параметр междислокационного взаимодействия в соотношении Тейлора.....21
- Скворцов О.Б., Сташенко В.И., Троицкий О.А. Динамические эффекты в проводниках при воздействии импульсных токов.....27
- Будовских Е.А., Шляров В.В., Абатурова А.А., Загуляев Д.В., Громов В.Е. Влияние упрочняющей электровзрывной обработки на механические характеристики чугуна.....35
- Шляров В.В., Загуляев Д.В. Изменение механических характеристик поликристаллических парамагнитных материалов в магнитном поле.....39
- Бутакова К.А., Осинцев К.А., Загуляев Д.В., Коновалов С.В., Громов В.Е. Зависимость микротвердости от содержания легирующих элементов в модифицированном слое сплава Al – 11Si – 2Cu, подвергнутого электронно-плазменному легированию.....44
- Будовских Е.А., Башенко Л.П., Макеева Н.И. Особенности жидкофазного смешивания титана и никеля с алюминием при электровзрывном легировании.....49
- Шевченко Р.А., Козырев Н.А., Михно А.Р., Бутакова К.А., Гостевская А.Н. Исследование влияния параметров изотермической выдержки на структурообразование в сварных соединениях рельсов из стали марки Э76ХФ.....52
- Аксенова К.В., Комиссарова И.А., Громов В.Е., Коновалов С.В., Чэнь С. Повышение усталостной долговечности легких сплавов электронно-пучковой обработкой.....59
- Уманский А.А., Головатенко А.В., Симачев А.С. Анализ влияния химического состава рельсовых сталей на их пластичность.....65

ГУМАНИТАРНЫЕ НАУКИ

Пьянкова Л.А. Проблема мотивации труда персонала.....	70
Михайличенко Т.А., Громова О.Б. Компетентностный подход и проблемы реализации	75
К сведению авторов	78

Журнал зарегистрирован в Федеральной службе по надзору в сфере связи, информационных технологий и массовых коммуникаций (Роскомнадзор).

Свидетельство о регистрации:
ПИ № ФС77-77872 от 03.03.2020 г.

Адрес редакции:

654007, Кемеровская обл., г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42, Сибирский государственный индустриальный университет
каб. 433 М
тел. 8-3843-74-86-28
http: www.sibsiu.ru
e-mail: vestnicsibgiu@sibsiu.ru

Адрес издателя:

654007, Кемеровская обл., г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42, Сибирский государственный индустриальный университет
каб. 336 Г
тел. 8-3843-46-35-02
e-mail: rector@sibsiu.ru

Адрес типографии:

654007, Кемеровская обл., г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42, Сибирский государственный индустриальный университет
каб. 280 Г
тел. 8-3843-46-44-02

Подписные индексы:

Объединенный каталог «Пресса России» – 41270

Подписано в печать

26.03.2020 г.

Выход в свет

26.03.2020 г.

Формат бумаги 60×88 1/8.

Бумага писчая.

Печать офсетная.

Усл.печ.л. 4,74.

Уч.-изд.л. 5,06.

Тираж 300 экз.

Заказ № 87.

Цена свободная.

ПРЕДИСЛОВИЕ К ПОДБОРКЕ СТАТЕЙ «ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ВНЕШНИХ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ»

В.Е. Громов

E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

PREFACE TO THE COLLECTION OF ARTICLES «STRENGTH AND PLASTICITY OF MATERIALS UNDER EXTERNAL ENERGY INFLUENCES»

V.E. Gromov

E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

Настоящая подборка статей посвящена 90-летию кафедры физики имени профессора В.М. Финкеля (в настоящее время кафедра естественнонаучных дисциплин имени профессора В.М. Финкеля) института фундаментального образования Сибирского государственного индустриального университета и ее научной школе «Прочность и пластичность материалов при внешних энергетических воздействиях». Эта кафедра является мощным научно-педагогическим коллективом с оригинальной физической тематикой, занимающимся проблемами прочности и пластичности твердых тел. Процесс становления коллектива генетически связан с руководством кафедрой профессором Виктором Моисеевичем Финкелем, чье имя она сейчас носит. Его приемники профессор Лев Борисович Зуев и нынешний заведующий профессор Виктор Евгеньевич Громов сохранили и преумножили научно-исследовательские традиции коллектива кафедры.

Школа органично объединяет три научных направления: фундаментальное (изучение физических механизмов внешних электромагнитных воздействий на прочность и пластичность материалов), прикладное (использование достижений физического материаловедения в современных технологиях обработки металлов давлением) и методическое (аппаратурное обеспечение экспериментов в области физики прочности и пластичности). Таким образом, свое 90-летие кафедра, как и весь университет, встречают достойно с обоснованной уверенностью в будущем.

В рамках работ, проводимых коллективом кафедры, решены задачи оценки напряженно-деформированного состояния материала и эволюции субструктуры при волочении и холодной объемной штамповке, что позволило разработать основы технологии безкислотного удаления окалины; проведен комплекс исследований влияния легирования сталей азотом на механические и технологические свойства; установлены причины ухудшения свойств металла пароперегревателей и паропроводов и предложены рекомендации по контролю состояния металла с помощью неразрушающих методов; разработаны перспективные способы и технологии повышения эксплуатационных характеристик рельсовой стали; реализована методика электростимулированного восстановления усталостного ресурса деталей; развиты принципы синергетики для электростимулированной пластичности; внедрена технология прокатки листовой стали в валках переменного сечения; установлены закономерности эволюции градиентных структурно-фазовых состояний при различных сложных видах деформации и обработки поверхностей потоками электронных пучков и плазмой; установлена физическая природа влияния слабых электрических потенциалов, переменных и постоянных магнитных полей на пластическую деформацию металлов; разработаны физико-технические основы термомеханического упрочнения стальной арматуры плазменного упрочнения валков; выявлены механизмы формирования наноразмерных фаз и упрочнения низкоуглеродистой

стали при термомеханической обработке и чугуновых валков при плазменной обработке; установлены основные закономерности и природа формирования структурно-фазовых состояний поверхностных слоев металлов и сплавов при одно- и двухкомпонентном электровзрывном легировании и последующей электронно-пучковой обработке; разработаны физико-математические модели процессов упрочнения поверхности металлов и сплавов при различных видах внешних энергетических воздействий; сформирован банк данных о закономерностях формирования структурно-фазовых состояний и дислокационной субструктуры, распределения атомов углерода в головке длинномерных дифференцированно закаленных рельсов по центральной оси и по выкружке после длительной эксплуатации; изучен градиентный характер структуры, фазового состава и дефектной субструктуры, характеризующейся закономерным изменением скалярной и избыточной плотности дислокаций, кривизны кручения кристаллической решетки и степени деформационного преобразования структуры пластинчатого перлита по сечению головки рельсов; выявлена физическая природа и механизмы упрочнения поверхностных слоев рельсов по различным направлениям при длительной эксплуатации.

За последние тридцать лет в научной школе «Прочность и пластичность материалов при внешних энергетических воздействиях» защищены более 50 кандидатских и докторских диссертаций, сделаны три научных открытия, зарегистрированных Международной академией авторов изобретений открытий и Российской академией естественных наук, издано свыше 100 монографий (в том числе три на английском языке в Кембридже) и 4000 статей и тезисов докладов.

Выяснение физических механизмов формирования и эволюции структурно-фазовых состояний и дислокационной субструктуры в сталях и сплавах при внешних энергетических воздействиях – одна из важнейших задач физики твердого тела. Экспериментальные исследования структур и фазового состава, формирующихся в сечении изделий в результате таких воздействий, очень важны для понимания физической природы превращений, поскольку позволяют целенаправленно изменять структуру и эксплуатационные параметры изделий. При этом получение комплекса необходимых высоких прочностных и пластических свойств требует понимания физических механизмов и природы структурно-фазовых изменений на всех масштабных усло-

виях: от макро- до нано-. Значительная роль в решении фундаментальных и прикладных задач принадлежит теоретическим подходам и модельным представлениям.

Спектр способов внешних энергетических воздействий достаточно широк: традиционные виды химико-термической и термомеханической обработок, лазерная, плазменная, ультразвуковая обработки, электронные и ионные пучки и т.д. Способы поверхностного модифицирования с использованием концентрированных потоков энергии, таких как лазерное излучение, мощные электронные и ионные пучки, плазменные потоки и струи, являются очень экономичными. Они позволяют проводить обработку локально, только в тех местах, которые непосредственно испытывают разрушение в процессе эксплуатации детали. Один из таких конструктивно простых способов, получивших развитие в последнее десятилетие, состоит в легировании поверхности импульсными плазменными струями, формируемыми при электрическом взрыве проводников. Электровзрывное легирование (ЭВЛ) проводится с оплавлением поверхности, а распределение легирующих элементов по глубине осуществляется конвективными процессами. Улучшение качества поверхности после ЭВЛ эффективно достигается при дополнительной электронно-пучковой обработке.

Слабые и сильные электромагнитные поля и токи вот уже на протяжении последних 50 лет являются эффективным инструментом управления прочностью и пластичностью. Огромный объем выполненных исследований показал актуальность и практическую значимость этих методов в физике конденсированного состояния.

Получение покрытий с высокими эксплуатационными характеристиками, обеспечивающими повышение надежности и долговечности работы изделий в экстремальных условиях, характеризующихся повышенными механическими нагрузками, износом, коррозией, наличием агрессивных сред и циклическим воздействием, является фундаментальной задачей.

Особенность всех статей выпуска в том, что они идейно и стилистически находятся в рамках научной школы «Прочность и пластичность материалов при внешних энергетических воздействиях» и их логически легко отнести к основным направлениям исследований школы.

© 2020 г. В.Е. Громов
Поступила 24 января 2020 г.

УДК 669.14.018.294:539.2

«БЕЛЫЕ» СЛОИ НА ПОВЕРХНОСТИ РЕЛЬСОВ*

В.Е. Кормышев¹, Е.Ю. Жаворонкова¹, Ю.А. Рубанникова¹, В.Е. Громов¹, А.А. Юрьев²

E-mail: 89236230000@mail.ru

¹Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

²АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат», Новокузнецк, Россия

Аннотация. Проанализированы литературные данные по формированию «белых» слоев на поверхности рельсов при длительной эксплуатации. Отмечено, что основными механизмами формирования этих слоев является образование мартенсита и наноразмерного феррита. Выявлены преимущества и недостатки современных методов структурных исследований «белых» слоев: просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), дифракции обратно-рассеянных электронов, кристаллографического ориентационного картирования в ПЭМ, дифракции Кикучи. При анализе моделей формирования слоев при интенсивной пластической деформации отмечено, что хорошее соответствие с данными экспериментов обеспечивает модель неустойчивости Кельвина-Гельмгольца.

Ключевые слова: «белый» слой, рельсы, механизм формирования, мартенсит, перлит.

“WHITE” LAYERS ON THE RAIL SURFACE

V.E. Kormyshev¹, E.Yu. Zhavoronkova¹, Yu.A. Rubannikova¹, V.E. Gromov¹, A.A. Yuryev²

E-mail: 89236230000@mail.ru

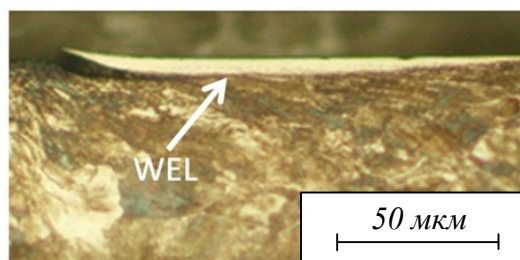
¹Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

²EVRAZ Consolidated West Siberian Metallurgical Plant JSC, Novokuznetsk, Russia

Abstract. The data on formation of “white” layers on the surface of rails during long-term operation taken from scientific literature are analyzed. It is noted that the main mechanisms of formation of these layers is martensite and nanosized ferrite generation. Advantages and disadvantages of modern methods of structural studies of “white” layers by transmission electron microscopy (TEM), electron backscatter diffraction, crystallographic orientation mapping in TEM, Kikuchi diffraction are revealed. Analyzing models of layer formation during intense plastic deformation, it was noted that good conformity with experimental data is provided by Kelvin-Helmholtz instability model.

Keywords: “white” layer, rails, formation mechanism, martensite, perlite.

В рельсах при современных скоростях движения железнодорожных составов и высоких (примерно 1 ГПа) контактных давлениях уже при сравнительно небольшом (100 – 500 млн. т брутто) пропущенном тоннаже в поверхностных слоях наблюдается измельчение микроструктуры до наноразмерного диапазона и даже формирование «белых» слоев, приводящее к усталостным повреждениям [1 – 8] (см. рисунок).



«Белый» слой на поверхности рельса после эксплуатации (WEL – White Etching Layer)

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 19-32-60001.

При длительной эксплуатации первоначальная перлитная микроструктура трансформируется на поверхности рельсов в различные структуры. Обычно новые структуры появляются на глубине до 20 мкм в виде «белого» слоя, обнаруживаемого при травлении в спиртовом растворе азотной кислоты. Образование «белого» слоя – это общая проблема в рельсах с перлитной микроструктурой, поскольку этот слой встречается в различных исходных микроструктурных компонентах, например в феррито-перлитной [8] или полностью пластинчатой перлитной структуре [1, 5, 6]; на различных участках пути (тангенциальные и искривленные участки).

Присутствие «белого» слоя может приводить к зарождению трещин после его хрупкого разрушения из-за высокой (до 1200 HV) твердости [5]. Зарождение трещин наблюдается повсеместно при металлографическом изучении нагруженных рельсов в Японии [9], в Нидерландах [10], в Австралии [11], в Великобритании [12] и других странах. Японские исследователи [9] считают, что предотвращение инициирования и развития контактных усталостных трещин возможно при оптимальном износе. В работах голландских, английских и австралийских ученых [10 – 12] выявлена 3D анизотропная текстура поверхностного слоя, прослежена роль морфологии трещины при ее врастании в рельс. Показано, что морфология трещины зависит от пластической деформации перлита под «белым» слоем.

В работах [13, 14] по данным лабораторных испытаний выявлено влияние «белого» слоя на контактную усталость в рельсах, показано, что «белый» слой облегчает процессы износа и развития контактной усталости. Числовой концентрационный анализ напряженно-деформированного состояния в «белом» слое показал хорошее соответствие с экспериментальными результатами.

Структурные исследования «белого» слоя обычно проводятся взаимодополняющими методами современного физического материаловедения. Определение тетрагональности по сравнению с объемно-центрированной кубической решеткой, а также содержание остаточного аустенита методами рентгеновского анализа является прямым доказательством наличия мартенсита в «белом» слое [3 – 15]. Дополнительным доказательством является субструктура двойникового мартенсита, выявляемая методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) [3]. В работе [6] методом ПЭМ установлено, что «белый» слой имеет высокую плотность дислокаций и состоит из зерен с размерами несколько сотен нанометров, что значительно меньше размеров перлитных зерен «белого» слоя. Исследования методом ПЭМ были допол-

нены анализом результатов атомно-силовой микроскопии для оценки диффузии марганца в «белом» слое, сделан вывод, что температура на поверхности рельсов может достигать 900 °С. В соответствии с предыдущим был сделан вывод об образовании «белого» слоя через мартенситное фазовое превращение. Другая гипотеза образования «белого» слоя состоит в том, что формирование нанокристаллических ферритных зерен происходит благодаря деформации, запященной при прохождении колес по поверхности.

Первоначальная феррито-перлитная структура подвергается существенному измельчению до размеров зерен в десятки нанометров, при этом цементит растворяется в этой структуре благодаря пластической деформации. Аномально высокая твердость [7, 16] не может быть получена путем стандартных термических обработок, но может быть обусловлена упрочнением ультрамелкой зеренной структуры феррита. В ряде случаев образование «белого» слоя объясняется этой гипотезой, несмотря на то, что наблюдаются характеристики, подобные характеристикам мартенсита. Например, в работе [2] на основании ПЭМ исследований установлена мартенситная микроструктура «белого» слоя без остаточного аустенита. Соответствующая вычисленная температура существенно отличается от температуры, необходимой для превращения перлита в аустенит; это дает основание связывать образование «белого» слоя с повторной деформацией.

Образование «белого» слоя в соответствии с вышеупомянутой гипотезой хорошо подтверждается лабораторными исследованиями. Например, сверхбыстрая термическая обработка может обеспечивать образование мартенсита с твердостью и размером зерен, наблюдаемых в «белых» слоях рельсов [17] или мартенсита с высокой твердостью и двойниковой субструктурой [3]. Подобный «белый» слой также обычно наблюдается в поверхностных слоях нагруженных элементов, подверженных значительному повышению температуры, например при механообработке (сверлении, фрезеровании и т.д.) [18 – 20]. Нанокристаллические «белые» ферритные слои образуются в перлите, подвергнутом интенсивной пластической деформации [7, 20]. Экстремально высокая твердость «белого» слоя с наноразмерными зернами [7] может быть получена при интенсивной пластической деформации. Для образования наноразмерных зерен и полного растворения цементита необходима некоторая критическая степень деформации. Следовательно, микроструктура «белого» слоя должна быть связана с условиями нагружения рельсов.

При рассмотрении контакта колесо – рельс необходимо принимать во внимание следующее:

«белый» слой образуется при комбинированном действии пластической деформации и повышения температуры; эти вклады зависят от истории эксплуатации рельсов. Однако высокоинформативные методы автоматического ориентационного картирования (дифракция обратно отраженных электронов) (EBSD) и недавно разработанное автоматическое кристаллографическое ориентационное картирование в ПЭМ (ACOM-TEM) с улучшенным разрешением [21, 22] использованы лишь в нескольких вышеупомянутых исследованиях. Методы EBSD и ACOM-TEM обеспечивают точное измерение ориентации и разориентации, вследствие чего являются исключительно полезными при анализе деформационных структур «белого» слоя [17] и градиентов деформации в рельсах [23, 24]. Описание и количественная оценка таких структур только методами ПЭМ и атомно-силовой микроскопии весьма затруднительны. Более того, EBSD может сканировать большой объем образца, включая «белый» слой и окружающую матрицу. По сравнению с ПЭМ и атомно-силовой микроскопией метод EBSD обеспечивает установление более широких отличий в параметрах (например, размер зерна) «белого» слоя и перлитной основы. Пространственное разрешение EBSD составляет 50 – 100 нм, что является ограничением в идентификации наноразмерной структуры в «белом» слое [24].

Наноразмерная (<50 нм) структура зерен была определена методом дифракции Кикучи на просвет в «белом» слое, образованном при интенсивной пластической деформации высокоуглеродистой стали (1 % С (по массе)) с первоначальной мартенситной структурой и 30 – 40 % остаточного аустенита [25]. Дополнительная информация может быть получена методом ACOM-TEM с пространственным разрешением 2 нм. Именно поэтому совместное использование методов EBSD и ACOM-TEM, несомненно, полезно для описания «белого» слоя, причем дополнительная информация может быть получена из кристаллографических особенностей слоя.

Сложность и неоднозначность процессов формирования «белого» слоя вызывают необходимость использования модельных представлений [26]. Среди множества подходов к этой проблеме (физическая мезомеханика [27], градиентная теория упругости [28, 29], теория упругости неоднородных сред [30, 31]) заслуживает внимание гипотеза образования наноструктур при мегапластической деформации благодаря течению материала в результате гидродинамических неустойчивостей.

В исследованиях [32 – 34] разработана математическая модель формирования наноструктур в материалах при интенсивной пластической

деформации. Модель основана на предположении о том, что при больших пластических деформациях материал ведет себя как вязкая жидкость. Суть механизма образования наноструктурных состояний при мегапластической деформации и длительной эксплуатации рельсов заключается в том, что в деформируемом материале появляются поверхности тангенциального разрыва скорости. На этих поверхностях возникает неустойчивость Кельвина-Гельмгольца. Анализ зависимости декремента возмущений от волнового числа показал, что эта неустойчивость проявляется как в наноразмерном, так и в микро-размерном диапазоне длин волн. На примере рельсовой стали после длительной эксплуатации показано, что критическая длина волны имеет значения от 11 до 40 нм, что соответствует наблюдаемым размерам структурных элементов.

Выводы

Анализ последних публикаций по проблеме формирования и исследования «белых» слоев на поверхности рельсов свидетельствует об актуальности, фундаментальности и практической значимости изучения этих вопросов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Bernsteiner C., Muller G., Meierhofer A. et al. Development of white etching layers on rails: Simulation and experiments // *Wear*. 2016. Vol. 366-367. P. 116 – 122.
2. Wu J., Petrov R.H., Kolling S. et al. Micro and nanoscale characterization of complex multi-layer-structured white etching in rails // *Metals*. 2018. Vol. 8. P. 749 – 768.
3. Österle R.H., Pyzalla A., Wang L.W. et al. Investigation of white etching layers on rails by optical microscopy, electron microscopy, X-ray and synchrotron X-ray diffraction // *Mater. Sci. Eng. A*. 2001. No. 303. P. 150 – 157.
4. Wild W.L., Hasse B., Wroblewski T. et al. Microstructure alterations at the surface of a heavily corrugated rail with strong ripple formation // *Wear*. 2003. No. 254. P. 876 – 883.
5. Zhang H.W., Ohsaki S., Mitao S. et al. Microstructural investigation of white etching layer on pearlite steel rail // *Mater. Sci. Eng. A*. 2006. No. 421. P. 191 – 199.
6. Takahashi J., Kawakami K., Ueda M. Atom probe tomography analysis of the white etching layer in a rail track surface // *Acta Mater*. 2010. No. 58. P. 3602 – 3612.
7. Lojkowski W., Djahanbakhsh M., Bürkle G. et al. Nanostructure formation on the surface of railway tracks // *Mater. Sci. Eng. A*. 2001. No. 303. P. 197 – 208.

8. Newcomb S.B., Stobbs W.M. A transmission electron microscopy study of the white-etching layer on a rail head // *Mater. Sci. Eng.* 1984. No. 66. P. 195 – 204.
9. Ishida M. Rolling contact fatigue (RCF) defects of rails in Japanese railways and its mitigation strategies // *Electron. J. Struct. Eng.* 2013. No. 13. P. 67 – 74.
10. Steenbergen M., Dollevoet R. On the mechanism of squat formation on train rails – Part I: Origination // *Int. J. Fatigue.* 2013. No. 47. P. 361 – 372.
11. Pal S., Valente C., Daniel W. et al. Metallurgical and physical understanding of rail squat initiation and propagation // *Wear.* 2012. No. 284-285. P. 30 – 42.
12. Clayton P. Tribological aspects of wheel-rail contact: A review of recent experimental research // *Wear.* 1995. No. 191. P. 170 – 183.
13. Carroll R.I., Beynon J.H. Rolling contact fatigue of white etching layer: Part 1. Crack morphology // *Wear.* 2007. No. 262. P. 1253 – 1266.
14. Carroll R.I., Beynon J.H. Rolling contact fatigue of white etching layer: Part 2. Numerical results // *Wear.* 2007. No. 262. P. 1267 – 1273.
15. Wang L., Pyzalla A., Stadlbauer W. et al. Microstructure features on rolling surfaces of railway rails subjected to heavy loading // *Mater. Sci. Eng. A.* 2003. No. 359. P. 31 – 43.
16. Lojkowski W., Millman Y., Chugunova S.I. et al. The mechanical properties of the nanocrystalline layer on the surface of railway tracks // *Mater. Sci. Eng. A.* 2001. No. 303. P. 209 – 215.
17. Wu J., Petrov R.H., Naeimi M. et al. Laboratory simulation of martensite formation of white etching layer in rail steel // *Int. J. Fatigue.* 2016. No. 91. P. 11 – 20.
18. Griffiths B.J. White layer formations at machined surfaces and their relationship to white layer Formations at worn surfaces // *J. Tribol.* 1985. No. 107. P. 165.
19. Umbrello D., Rotella G. Experimental analysis of mechanisms related to white layer formation during hard turning of AISI 52100 bearing steel // *Mater. Sci. Technol.* 2012. No. 28. P. 205 – 212.
20. Todaka Y., Umemoto M., Tsuchiya K. Nanocrystallization in carbon steels by various severe plastic deformation processes // *Materials Science Forum.* No. 503-504. P. 11 – 18.
21. Rauch E.F., Véron M. Automated crystal orientation and phase mapping in TEM // *Mater. Charact.* 2014. No. 98. P. 1 – 9.
22. Kobler A., Kashiwar A., Hahn H. et al. Combination of in situ straining and ACOM TEM: A novel method for analysis of plastic deformation of nanocrystalline metals // *Ultramicroscopy.* 2013. No. 128. P. 68 – 81.
23. Linz M., Cihak-Bayr U., Trausmuth A. et al. EBSD study of early-damaging phenomena in wheel – rail model test // *Wear.* 2015. No. 342-343. P. 13 – 21.
24. Wu J., Petrov R.H., Naeimi M. et al. A microstructural study of rolling contact fatigue in rails. – Civil-Comp Press: Stirling, 2014. P. 118.
25. Hossain R., Pahlevani F., Witteveen E. et al. Vol.4 Hybrid structure of white layer in high carbon steel–Formation mechanism and its properties // *Sci. Rep.* 2017. No. 7. P. 1 – 12.
26. Дифференцированно закаленные рельсы: Эволюция структуры и свойств в процессе эксплуатации / В.Е. Громов, Ю.Ф. Иванов, Юрьев А.А. и др. Новокузнецк: ИЦ СибГИУ, 2017. – 197 с.
27. Moiseenko D.D., Panin V.E. Physical fracture mesomechanics of solids treated as nonlinear hierarchically organized systems // *Mechanics of Solids.* 2015. Vol. 50. No. 4. P. 400 – 411.
28. Samuel Forest, Elias C. Aifantis. Some links between recent gradient thermo-elasto-plasticity theories and the thermomechanics of generalized continua // *International Journal of Solids and Structures.* 2010. Vol. 47. P. 3367 – 3376.
29. Zhang N.H., Meng W.L., Aifantis E.C. Elastic bending analysis of bilayered beams containing a gradient layer by an alternative two-variable method // *Composite Structures.* 2011. Vol. 93. P. 3130 – 3139.
30. Александров В.М., Пожарский Д.А. Неклассические пространственные задачи механики контактных взаимодействий упругих тел. – М.: Факториал, 1998. – 288 с.
31. Александров В.М., Чебаков М.И. Аналитические методы в контактных задачах теории упругости. – М.: Физматлит, 2004. – 302 с.
32. Sarychev V.D., Nevskii S.A., Sarycheva E.V. et al. Viscous flow analysis of the Kelvin-Helmholtz instability for short waves // *AIP Conference Proceedings.* 2016. No. 1783. P. 020198-1 – 020198-4.
33. Сарычев В.Д., Невский С.А., Громов В.Е. Модель образования наноструктур в рельсовой стали при интенсивной пластической деформации // *Деформация и разрушение материалов.* 2016. № 6. С. 25 – 29.
34. Sarychev V.D., Nevskii S.A., Granovskii A.Yu. et al. Viscous flow analysis of the Kelvin-Helmholtz instability for short waves // *AIP Conference Proceedings.* 2015. No. 1683. P. 020200-1 – 020200-4.

© 2020 г. В.Е. Кормышев, Е.Ю. Жаворонкова,
Ю.А. Рубанникова, В.Е. Громов, А.А. Юрьев
Поступила 3 декабря 2019 г.

УДК 537.39:669.15.002

ВЛИЯНИЕ РАЗНОЙ НАПРАВЛЕННОСТИ ПОЛЕЙ СВЧ-ИЗЛУЧЕНИЯ И ТОКА НА ПЛАСТИЧЕСКУЮ ДЕФОРМАЦИЮ МЕТАЛЛА

О.А. Троицкий, В.И. Сташенко

E-mail: oatroitsky@mail.ru

Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия

Аннотация. Установлено влияние сверхвысокочастотного излучения на процессы активной деформации и релаксации механических напряжений в нагруженных образцах нержавеющей стали при действии импульсов тока и ориентациях вектора напряженности электрического поля СВЧ-излучения продольно и поперечно оси деформируемого образца. При продольной ориентации вектора СВЧ-излучения и действии тока эффект разупрочнения металла возрастает с 22 до 30 %. Анализ микроструктуры образцов показал существенное влияние внешних энергетических воздействий на деформацию зерен.

Ключевые слова: деформация, разупрочнение, нержавеющая сталь, импульсы тока, СВЧ-излучение, микроструктура.

INFLUENCE OF MICROWAVE RADIATION AND CURRENT FIELDS OF DIFFERENT DIRECTIONS ON PLASTIC DEFORMATION OF METAL

O.A. Troitskii, V.I. Stashenko

E-mail: oatroitsky@mail.ru

Mechanical Engineering Research Institute, Russian Academy of Sciences, Moscow, Russia

Abstract. Effect of ultra - high-frequency (microwave) radiation on the processes of active deformation and relaxation of mechanical stresses in loaded stainless steel samples under the action of current pulses and orientations of vector of microwave radiation electric field stress longitudinally and transversely directed to the axis of the deformed sample is established. With longitudinal orientation of microwave radiation vector and current impact, metal softening effect increases from 22 to 30 %. Analysis of microstructure of samples has shown a significant impact of external energy on grain deformation.

Keywords: deformation, softening, stainless steel, current pulses, microwave radiation, microstructure.

Теоретически предсказано [1, 2], что облегчение пластической деформации при действии импульсов тока в скрещенных полях магнитного поля тока и сверхвысокочастотного (СВЧ) излучения возможно как дополнение к электропластическому эффекту (ЭПЭ) [3 – 7] за счет спинового разупрочнения. Экспериментально установлено наличие резонансного изменения пластических свойств у кристаллов в условиях электронного парамагнитного резонанса (ЭПР) [8]. Для реализации спинового разупрочнения металла (СРМ) за счет влияния ЭПР на механические свойства необходимо, чтобы:

1 – магнитное поле импульсного тока при его прохождении по металлическому образцу и магнитное поле СВЧ-излучения, охватывающее образец, были скрещены;

2 – было обеспечено наличие в образцах термодинамически неравновесных процессов, в частности, генерации свежих дислокаций, что обеспечивается активной деформацией образцов при их растяжении с постоянной скоростью или в прерывистом режиме с чередованием растяжения с паузами релаксации напряжений без снятия нагрузки.

Целью настоящей работы является изучение влияния разной направленности векторов электромагнитного СВЧ-излучения и индукции магнитного поля тока на величину дополнительной пластической деформации металла, его структуру и свойства.

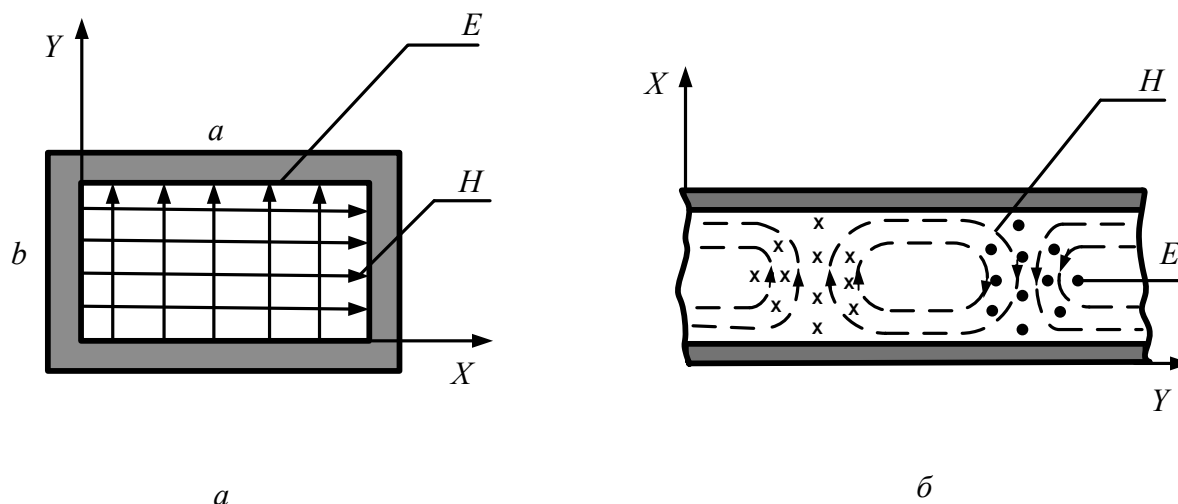


Рис. 1. Структура силовых линий векторов поля волны H_{10} (а), поведение силовых линий векторов (E и H) в фиксированный момент времени (б)

Результаты эксперимента

Влияние СВЧ-излучения на пластическую деформацию металла изучалось в двух постановках опыта:

- при активной деформации с разной постоянной скоростью;
- при релаксации напряжений.

Во время активной деформации образца сначала подавались одиночные импульсы тока плотностью порядка 1000 А/мм^2 , длительностью 250 мкс .

Изучение влияния СВЧ-излучения на свойства стали при деформации растяжением и одновременном действии импульсов тока проводилось при частоте $2,45 \text{ ГГц}$ [9]. Передача электромагнитного (ЭМ) излучения от источника СВЧ-излучения – магнетрона к деформируемому образцу осуществлялась с помощью волновода прямоугольного сечения. Электромагнитная энергия излучалась антенной магнетрона в виде электрического штыря. Штырь входил в волновод и располагался на расстоянии примерно в четверть длины волны (λ). Прямоугольный волновод с одной стороны был закорочен металлической стенкой. По длине волны выбирались размеры сторон волновода a и b . Для стандартных волноводов необходимо выполнение соотношения $b/a < 0,5$. При выполнении этого условия $\lambda a < 2$, в волноводе распространяется один вид волн типа H_{10} [10 – 12]. Расстояние от штыря до оси деформируемого образца было кратным k длине волны λ . В этом случае значение напряженности электрического поля на образце максимально [11]. За образцом на расстоянии $\lambda/4$ волновод ограничивается глухой стенкой. Длина волновода от одной глухой стенки до другой составляет $k(\lambda + \lambda/2)$. Короб волновода изготовлен из нержавеющей стали с окнами во

взаимно перпендикулярных плоскостях для размещения испытываемого образца.

На рис. 1 представлена структура силовых линий СВЧ-излучения волны H_{10} . Из рис. 1, а видно, что в поперечном сечении волновода вектор E направлен перпендикулярно широкой стенке волновода «а» (направлению X), вектор H – параллельно. При этом амплитуда вектора E меняется по закону синуса. Она максимальна в точках вдоль широкой стенки и убывает до нуля при приближении к узким стенкам. Поперечные составляющие векторов E и H имеют одинаковые фазы, а продольная составляющая вектора H опережает их на 90° . На рис. 1, б показано поведение силовых линий векторов E и H в фиксированный момент времени. При этом штриховыми линиями обозначены силовые линии вектора напряженности магнитного поля, а точками – вектора напряженности электрического поля. Показана структура силовых линий векторов E и H в поперечном сечении волновода. Как видно, на стороне волновода «а» (в направлении X) укладывается один полупериод (одна полуволна) изменения поля, а от координаты Y поле не зависит – на стороне «b» укладывается ноль полупериодов. Вектор E имеет одну составляющую E_y , вектор H две – H_x и H_z , то есть магнитные линии – замкнутые кривые, лежащие в плоскости, параллельной плоскости XZ . Эта совокупность линий перемещается со скоростью V_0 в направлении Z вдоль волновода.

В опытах применяют дистанционное управление магнетроном. Ориентацию вектора напряженности E (H) поля СВЧ-излучения меняют поворотом короба волновода относительно деформируемого образца на 90° . Температуру образцов измеряют термопарой во время действия СВЧ-излучения и одиночных импульсов тока. Она не превышает $60 - 80 \text{ }^\circ\text{C}$.

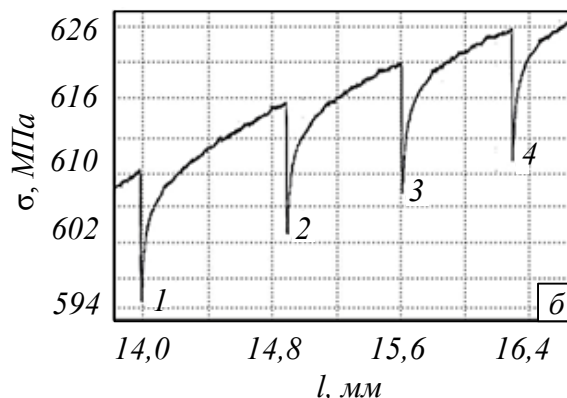


Рис. 2. Внешний вид разрывной машины ИР 5047-50-10 и испытуемый образец внутри волновода (а) и фрагмент диаграммы (б) деформирования образца со скачками напряжений при действии импульсов тока (1, 3), тока и СВЧ-излучения (2, 4) в условиях активной деформации при величине скачков напряжений: 1 – 14,0 МПа; 2 – 14,8 МПа; 3 – 14,3 МПа; 4 – 15,0 МПа

Образец из нержавеющей стали марки 12Х18Н10Т толщиной 0,2 мм с длиной рабочей части 28 мм в изолированных зажимах с подводами тока находится в поле СВЧ, вектор напряженности E направлен поперек оси образца. Испытания проводят в горизонтальной разрывной машине ИР 5047-50-10 (рис. 2, а). После увеличения нагрузки на 50 Н подают импульс тока такой же величины и включают СВЧ-излучение.

На рис. 2, б приведен фрагмент машинной диаграммы деформирования образца $\sigma - l$ (где σ – условные напряжения; l – перемещение захватов машины). На диаграмме резкое снижение деформирующего напряжения (скачки напряжений, вызванные импульсами тока в сторону разупрочнения металла) чередовалось со скачками тока и СВЧ-излучения. Ориентация поля E СВЧ-излучения

была поперечная. Электропластическое действие импульсного тока на пластическую деформацию нержавеющей стали усиливается в присутствии СВЧ-излучения. Увеличение скачка снижения напряжения при СВЧ-излучении указывает на дополнительное воздействие излучения на активную деформацию металла. Небольшое тепловое действие тока и СВЧ не вызывало скачков напряжений.

На рис. 3 приведены данные измерений пиков разупрочнения, полученные от пяти образцов при действии импульсов тока плотностью 1000 А/мм^2 (область 1 в границах пунктирных линий и область 2 для тех же образцов при одновременном воздействии импульсов тока и СВЧ-излучения). Ориентация электрического поля E продольная.

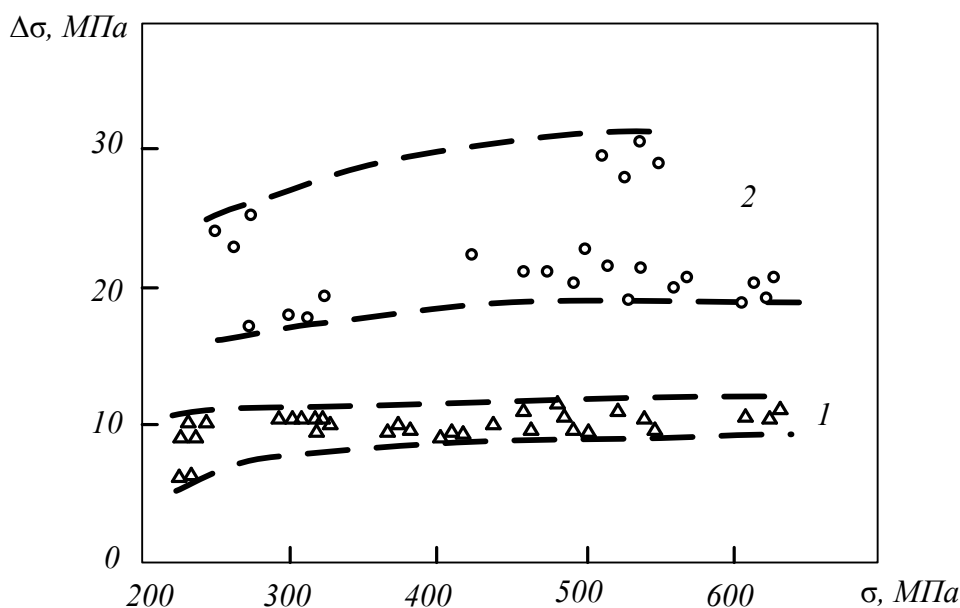


Рис. 3. Зависимость величины скачков напряжений ($\Delta\sigma$) от приложенного напряжения (σ)

Величина снижения нагрузки при остановках привода машины за полную паузу релаксации напряжений в течение 3 мин. при различных видах испытаний

Вид воздействия	F , кН	$\Delta F/F$, %
Без какого-либо воздействия	1,00 – 1,45	8,6 – 8,8
Импульсы тока	1,00 – 1,45	16,8 – 17,5
Поле (E) поперечное		
СВЧ-излучение	1,00 – 1,45	11,2 – 11,4
Ток и СВЧ-излучение	1,00 – 1,45	21,9 – 22,5
Поле (E) продольное		
СВЧ-излучение	1,00 – 1,45	11,9 – 12,3
Ток и СВЧ-излучение	1,00 – 1,45	29,8 – 30,0
Примечание: F – усилие, кН; $\Delta F/F$ – скачки нагрузки, %.		

Во второй постановке опыта при релаксации механических напряжений во время кратковременных остановок растяжения образцов с паузами по 3 мин. без разгрузок оценивалась величина релаксации напряжений при разных вариантах внешнего и внутреннего энергетического воздействия. Растяжения перед каждой новой серией измерений начинались с более высокой нагрузки и так вплоть до разрушения образца. Каждая серия измерений состояла из четырех пауз:

- без какого либо воздействия;
- при действии импульсов тока;
- с воздействием СВЧ-излучения разной ориентации;
- при совместном действии тока и СВЧ-излучения (с вычетом теплового эффекта). Результаты измерений представлены в таблице.

Полученные результаты свидетельствуют о наличии дополнительного механизма пластической деформации в скрещенных полях СВЧ-излучения и собственного магнитного поля тока.

Тепловые эффекты действия тока и СВЧ-излучения корректно вычитали из величин общего снижения деформирующих усилий и релаксации напряжений. Пинч-действие импульсного тока на плоских образцах было слабо выражено [13].

Предварительный анализ показал, что микроструктура образцов существенно зависит от внешних энергетических воздействий на сталь марки 12Х18Н10Т. Под действием электрического тока и СВЧ-излучения происходит уменьшение площади и периметра зерен, то есть происходит дробление зерен и микроструктура деформированной части образца становится мелкозернистой, зерна принимают более округлую форму с уменьшением удлинения зерна, с преимущественной ориентацией аксиальной структуры; существенно уменьшается длина, ширина и удлинение зерен, вертикальная и горизонтальная проекции зерен. Эквивалентный

диаметр и средний размер зерен, а также диаметр Мартина уменьшаются под влиянием внешних энергетических воздействий.

Пластическая деформация в условиях высокоэнергетических воздействий и значительных деформаций образцов является сложным, многостадийным процессом [14]. Данные по микроструктуре стали свидетельствуют о проявлении обратной зависимости Холла-Петча. Закон Холла-Петча дает количественное описание роста предела текучести поликристаллического материала с уменьшением размера зерна [15]. В основе этой зависимости лежат дислокационные механизмы пластической деформации: границы зерен тормозят движение дислокаций.

Выводы

Установлено значительное снижение (до 30 %) нагрузок на образцах в процессе релаксации напряжений при действии тока и СВЧ-поля с продольной ориентацией относительно оси образца вектора напряженности электрического поля. Показано, что высокоэнергетические воздействия тока и СВЧ-излучения в процессе пластической деформации влияют на количество образующегося в шейке образца мартенсита деформации. Образование мартенсита практически полностью подавляется в условиях воздействия тока и СВЧ-излучения при релаксации напряжений. Зафиксировано явление исчезновения магнитных свойств у нержавеющей стали. Внешние энергетические воздействия ведут к измельчению зернистой структуры стали марки 12Х18Н10Т. По-видимому, при деформации под воздействием импульсного тока и СВЧ-излучения меняется доминирующий механизм деформации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Molotskii M., Fleurov V. Magnetic effects in electroplasticity of metals // *Physical Review B*. 1991. Vol. 52. No. 22. P. 311 – 317.
2. Молоцкий М.И. Возможный механизм магнитопластического эффекта // *Физика твердого тела*. 1991. Т. 33. № 10. С. 3112 – 3114.
3. Кравченко В.Я. Воздействие направленного потока электронов на движущиеся дислокации // *ЖЭТФ*. 1966. Т. 51. № 5. С. 1676 – 1681.
4. Троицкий О.А. Электромеханический эффект в металлах // *Письма в ЖЭТФ*. 1969. Т. 10. № 7. С. 18 – 22.
5. Зуев Л.Б., Громов В.Е., Курилова И.Ф. и др. Подвижность дислокаций в монокристаллах цинка под действием импульсного тока // *Доклады АН СССР*. 1978. Т. 239. № 1. С. 84 – 87.
6. Электростимулированная пластичность металлов и сплавов / В.Е. Громов, Л.Б. Зуев, Э.В. Козлов, В.Я. Целлермайер. – М.: Недра, 1996. – 290 с.
7. Батаронов И.Л. Механизмы электропластичности // *Соросовский образовательный журнал*. 1999. № 10. С. 93 – 99.
8. Головин Ю.И., Моргунов Р.Б. Магниторезонансное разупрочнение кристаллов // *ЖЭТФ*. 1999. Т. 115. № 2. С. 605 – 624.
9. Уотсон Г. СВЧ-полупроводниковые приборы и их применение / Пер. с англ. – М.: Мир, 1972. – 660 с.
10. Никольский В.В., Никольская Т.И. Электродинамика и распространение радиоволн. – М.: Наука, 1989. – 543 с.
11. Сапунов Г.С. Ремонт микроволновых печей. – М.: Изд-во Салон-пресс, 2003. – 272 с.
12. Бобков Ю.Ю., Гололобов Д.В., Кирильчук В.Б. и др. Исследование прямоугольного волновода и элементов на его основе: метод. указ. к лабораторной работе № 1. – Минск: Изд-во БГУИР, 2012. – 46 с.
13. Троицкий О.А., Скворцов О.Б., Сташенко В.И. Измерение вибраций, созданных импульсами тока в элементах электротехнических конструкций // *Электротехника*. 2018. № 3. С. 8 – 12.
14. Баранов Ю.В., Троицкий О.А., Аврамов Ю.С., Шляпин А.Д. Физические основы электроимпульсной и электропластической обработки и новые материалы (монография). – М.: изд. МГИУ, 2001. – 843 с.
15. Carlton C.E., Ferreira P.J. What is behind the inverse Hall-Petch effect in nanocrystalline materials // *Acta Materialia*. 2007. Vol. 55. P. 3749 – 3756.

© 2020 г. *О.А. Троицкий, В.И. Сташенко*
Поступила 30 января 2020 г.

УДК 669.539.382:669.17

ФОРМИРОВАНИЕ ПРИ ЗАКАЛКЕ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ РЕЛЬСОВ И ЕЕ ЭВОЛЮЦИЯ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ*

В.Е. Громов¹, В.Е. Кормышев¹, О.А. Перегудов², Ю.Ф. Иванов³, Ю.А. Рубанникова¹

E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

¹Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

²Омский государственный технический университет, Омск, Россия

³Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия

Аннотация. Методами современного физического материаловедения проведены исследования структуры, фазового состава, дефектной субструктуры и трибологических свойств, формирующихся на различных расстояниях по центральной оси и по выкружке в головке объемно и дифференцированно закаленных рельсов в исходном состоянии и после пропущенного тоннажа 691,8 и 1411 млн. т брутто. Для зерен пластинчатого перлита, феррито-карбидной смеси и структурно-свободного феррита получены значения скалярной плотности дислокаций.

Ключевые слова: тонкая структура, свойства, рельсы, закалка, упрочнение, эксплуатация.

GENESIS OF THIN STRUCTURE OF RAILS AT HARDENING AND ITS EVOLUTION AT LONG OPERATION

V.E. Gromov¹, V.E. Kormyshev¹, O.A. Peregudov², Yu.F. Ivanov³, Yu.A. Rubannikova¹

E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

¹Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

²Omsk State Technical University, Omsk, Russia

³Institute of High Current Electronics SB RAS, Tomsk, Russia

Abstract. By means of modern physical materials science structure, phase composition, defective substructure and tribological properties that are generated at various distances along the central axis and along the fillet in the head of volumetric and differentially hardened rails in the initial state and after the passed tonnage of 691.8 and 1411 million tons gross have been investigated. For grains of lamellar perlite, ferrite-carbide mixture, and structurally free ferrite, values of scalar density of dislocations are obtained.

Keywords: fine structure, properties, rails, hardening, hardening, operation.

Введение

Эксплуатационная стойкость железнодорожных рельсов во многом определяется структурно-фазовым состоянием, формируемым при термообработке. Несмотря на ряд недостатков объемной закалки рельсов в масле эта технология термического упрочнения еще используется на металлургических предприятиях. Целесообразность дифференцированной закалки сжатым воздухом

с прокатного нагрева, особенно для 100-метровых рельсов, обусловлена экономическими соображениями. Возрастающие требования российских железных дорог по дифференцированной прочности по сечению рельсов и другим важным параметрам могут быть удовлетворены только технологией дифференцированной закалки. Для разработки режимов дифференцированной закалки, которые могут обеспечивать требуемые механические и эксплуатационные свойства, особенно для рельсов специальных категорий, необходим анализ природы формирования и эволюции

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 19-32-60001.

структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры. В этом аспекте полезными могут оказаться данные по структуре, фазовому составу и дефектной субструктуре объемно закаленных рельсов, производство которых имеет уже более чем 50-летнюю историю.

Проблема формирования и эволюции структуры и свойств рельсов при длительной эксплуатации представляет сложный комплекс взаимосвязанных научных и технических вопросов. С учетом того, что кинетика процессов формирования структурно-фазовых состояний связана с основами теории прочности и пластичности, представляется исключительно важной информация о параметрах тонкой структуры рельсов в разных сечениях. Рассмотрение поведения рельсов при длительной эксплуатации и анализ причин их изъятия вызывает в последнее время большой интерес. Расширение информации в этой области связано как со стремлением к более глубокому пониманию фундаментальных проблем физического материаловедения, так и с практической значимостью, диктуемой непрерывным возрастанием требований к надежности рельсов в современных условиях больших нагрузок на ось и высоких скоростей движения. Вполне очевидно, что при интенсивных деформационных воздействиях, реализуемых при длительной эксплуатации, могут происходить различные процессы (рекристаллизационные, релаксационные, фазовые переходы, распад и образование фаз, аморфизация и т.д.). Эти процессы приводят к эволюции структурно-фазовых состояний, которая сопровождается изменением (ухудшением) механических свойств. Именно поэтому выявление природы и закономерностей эволюции структуры, фазового состава и дефектной субструктуры в головке рельсов при длительной эксплуатации приобретает особую актуальность.

Цель настоящей работы – выявление на различных масштабных уровнях закономерностей формирования структуры, фазового состава и дефектной субструктуры рельсов производства АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» (ЕВРАЗ ЗСМК) различных категорий, подвергнутых объемной и дифференцированной закалке, и их эволюция при длительной эксплуатации.

Формирование тонкой структуры при объемной и дифференцированной закалке

Установлено, что для объемно закаленных рельсов категорий «В», «ИК» и «НЭ» и дифференцированно закаленных по трем различным режимам рельсов структура представлена зернами перлита пластинчатой морфологии (рис. 1, а),

зернами феррита, в объеме которых наблюдаются частицы цементита разнообразной формы (зерна феррито-карбидной смеси) (рис. 1, б) и зернами структурно-свободного феррита, не содержащими частиц карбидной фазы (рис. 1, в) [1 – 3].

Основной структурной составляющей рельсов после объемной закалки являются зерна пластинчатого перлита. Относительная объемная доля зерен феррито-карбидной смеси изменяется в пределах 0,13 – 0,50, структурно-свободного феррита – в пределах 0,03 – 0,06 структуры материала. Зависимости относительного содержания морфологических составляющих структуры стали по центральной оси и выкружке рельсов от расстояния до поверхности катания носят выраженный градиентный характер (мезоуровень).

Для объемно закаленных рельсов всех категорий скалярная плотность дислокаций и величина межпластинчатого расстояния колоний перлита слабо зависят от направления исследования и расстояния до поверхности. Эти показатели не могут быть использованы в качестве параметров, характеризующих градиентность структуры (микроуровень). На наноуровне таким параметром является кривизна кручения кристаллической решетки.

Выполненные оценки механизмов упрочнения объемно закаленных рельсов показали, что зерна феррито-карбидной смеси являются более прочными структурными составляющими по сравнению с зернами пластинчатого перлита [4 – 6].

Основным типом формирующейся структуры, имеющей выраженный градиентный характер, дифференцированно закаленных рельсов является перлит пластинчатой морфологии, относительная объемная доля которого меняется в пределах 0,34 – 0,87. Доля зерен феррито-карбидной смеси составляет 0,12 – 0,65 структуры стали. С увеличением расстояния до поверхности катания относительная объемная доля пластинчатого перлита увеличивается, а доля зерен феррито-карбидной смеси и структурно-свободного феррита уменьшаются.

Величина межпластинчатого расстояния изменяется в пределах от 105 до 200 нм, снижается при переходе от поверхности катания к слою на глубине 10 мм или не зависит от расстояния до поверхности катания. В зернах феррито-карбидной смеси величина скалярной плотности дислокаций несколько выше, чем в ферритной составляющей зерен перлита независимо от режима закалки, направления исследования и расстояния исследуемого слоя от поверхности образца. Она слабо зависит от расстояния до поверхности.

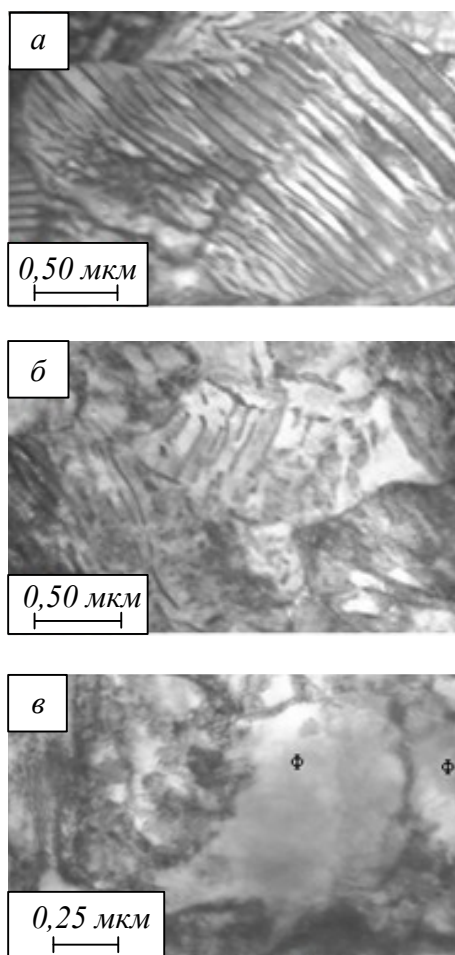


Рис. 1. Изображения ПЭМ структуры рельсов категории «ИК» (Ф – зерно структурно свободного феррита)

Сравнительным анализом фазового состава и дефектной субструктуры объемов рельсов, расположенных по центральной оси и выкружке, показано, что при объемной закалке по сравнению с дифференцированной формируется более однородная в морфологическом отношении структура (относительное содержание зерен перлита, феррита, феррито-карбидной смеси) и структура зерен перлита (межпластинчатое расстояние) в приповерхностном слое (толщиной примерно 2 мм) и менее однородная – в слое, расположенном на расстоянии примерно 10 мм от поверхности катания [7 – 9].

После объемной закалки (по сравнению с дифференцированной) структура рельсов менее однородна по плотности концентраторов напряжений в слое толщиной примерно 2 мм и более однородна в слое, расположенном на расстоянии примерно 10 мм от поверхности катания.

Закалка рельсов сопровождается формированием внутренних полей напряжений, величина которых зависит от типа концентратора напряжений. Наиболее опасными, способными быть источниками трещин при эксплуатации, являются границы раздела глобулярная частица цемен-

тита – матрица. Такие потенциально опасные концентраторы формируются преимущественно в рельсах, подвергнутых объемной закалке.

Изменение тонкой структуры объемно закаленных рельсов при длительной эксплуатации

После 500 млн. т брутто пропущенного тоннажа по центральной оси головки рельсов [10 – 12]:

- выявлено снижение износостойкости (примерно в три раза), коэффициента трения (примерно в 1,4 раза), повышение микротвердости (примерно в 1,7 раза) поверхности катания;

- установлено формирование в поверхностном слое высокодефектной нанокристаллической многофазной структуры;

- механизм разрушения структуры пластинчатого перлита зависит от расстояния до поверхности катания: в поверхностном слое реализуется преимущественно механизм разрезания пластин цементита движущимися дислокациями с последующим растворением частиц; в слое, расположенном на расстоянии примерно 2 мм от поверхности катания, реализуется преимущественно механизм растворения пластин цементита с уходом атомов углерода на дислокации;

- выявлен факт динамического старения материала рельсовой стали, приводящего к выделению наноразмерных частиц карбидной фазы размером 3 – 5 нм.

После 500 млн. т брутто пропущенного тоннажа по выкружке рельсов (рис. 2) [13 – 15]:

- обнаружено нарушение сплошности в слое толщиной до 100 мкм, являющееся следствием эксплуатации рельсов;

- выявлено снижение (примерно в 1,2 раза) микротвердости поверхности;

- в слое глубиной до 2 мм в 1,5 – 2,0 раза повысилась скалярная плотность дислокаций;

- отмечено протекание в стали при эксплуатации многоступенчатого процесса: растворение частиц цементита исходного состояния, переход атомов углерода на дислокации (в атмосферы Коттрелла и ядра дислокаций), перенос дислокациями атомов углерода в объем ферритных зерен или ферритных прослоек перлитных колоний, повторное выделение атомов углерода с образованием наноразмерных частиц цементита округлой формы;

- приближение к поверхности выкружки рельсов сопровождается увеличением количества изгибных экстинкционных контуров на единицу площади поверхности материала (возрастает число концентраторов напряжений) и уменьшением поперечных размеров контуров (увеличивается амплитуда внутренних дальнедействующих полей напряжений).

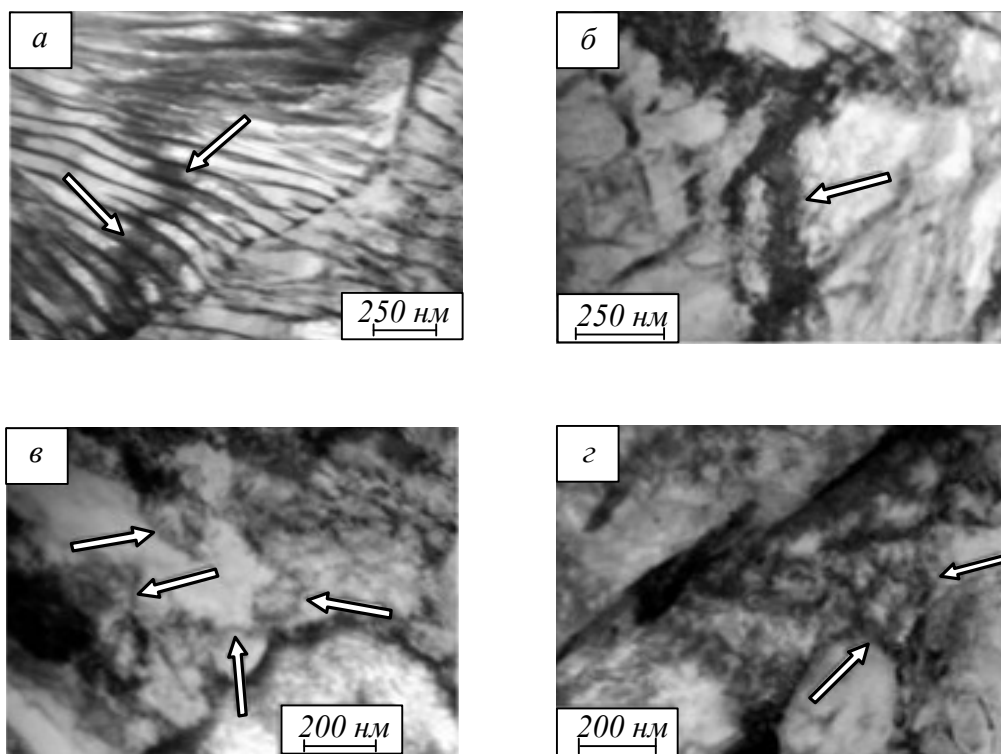


Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение структуры выкружки рельсов после пропущенного тоннажа 500 млн. т брутто:
 а, б – слой на расстоянии 2 мм от поверхности выкружки; в, г – поверхностный слой выкружки (стрелками указаны изгибные экстинкционные контуры)

После пропущенного тоннажа 1000 млн. т брутто по центральной оси головки рельсов выявлено [16 – 18]:

- снижение износостойкости (примерно в 3,4 раза), коэффициента трения (примерно в 1,15 раза) и микротвердости (примерно в 1,5 раза) в слое до 2 мм;

- формирование в процессе эксплуатации поверхностного слоя толщиной до 40 мкм, содержащего большое количество микропор и микротрещин;

- формирование градиентной субструктуры, характеризующейся полным разрушением колоний пластинчатого перлита (поверхностный слой); протеканием начальной стадии динамической рекристаллизации зерен структурно свободного феррита (слой толщиной не менее 2 мм); фрагментацией зерен феррито-карбидной смеси с образованием структуры, в которой частицы карбидной фазы расположены преимущественно по границам субзерен (слой толщиной не менее 2 мм).

После пропущенного тоннажа 1000 млн. т брутто в головке рельсов по выкружке [19 – 22]:

- выявлены несплошности, проходящие под углом к поверхности выкружки на глубину до 0,5 мм;

- формируется упрочненный поверхностный слой толщиной примерно до 9 мм с повышенной в 1,5 – 2,0 раза микротвердостью;

- образуется фрагментированная субструктура поверхностного слоя (размеры фрагментов 100 –

150 нм), границы которой декорированы наноразмерными частицами карбидной фазы (15 – 20 нм);

- на глубине 2 мм образуется существенно неоднородная структура с сильно разориентированными областями пластинчатого перлита (полный угол разориентации фрагментов примерно 7°) и растворенными пластинами цемента, на месте которых формируются частицы карбидной фазы округлой формы с размерами 15 – 30 нм.

Эволюция структуры и свойств дифференцированно закаленных рельсов в процессе длительной эксплуатации

При длительной эксплуатации дифференцированно закаленных рельсов (пропущенный тоннаж 691,8 и 1411 млн. т брутто) выявлены многочисленные несовершенства структуры пластинчатого перлита – основной структурной составляющей рельсовой стали. Наблюдается чередующаяся структура типа «гребенки» (обозначена стрелками на рис. 3, а), разрывы пластин цемента (ферритные мостики) (рис. 3, б).

На ПЭМ изображениях зерен перлита выявлено наличие изгибных контуров, что указывает на изгиб-кручение кристаллической решетки. Показано, что источниками изгиба-кручения кристаллической решетки (концентраторами напряжений) являются преимущественно границы раздела пластин феррита и цемента.

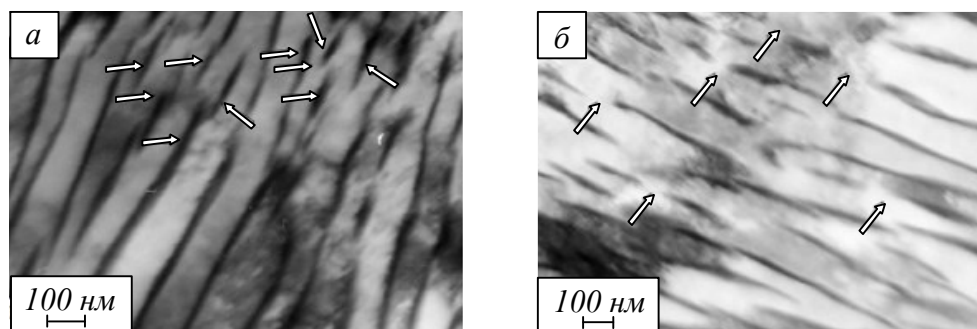


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение структуры пластинчатого перлита: а – структура типа «гребенки»; б – ферритные мостики (указаны стрелками)

В большинстве наблюдаемых случаев контуры располагаются перпендикулярно границе раздела. Источником кривизны-кручения кристаллической решетки материала могут являться и торцы пластин цементита, а также границы раздела зерен перлита.

Длительная эксплуатация рельсов сопровождается деформационным преобразованием преимущественно зерен пластинчатого перлита, а именно, разрушением пластин цементита.

Длительная эксплуатация рельсов сопровождается разрушением пластин цементита, которое максимально в поверхностных слоях толщиной до 2 мм независимо от направления исследования. При этом относительное содержание зерен разрушенного перлита на поверхности катания более чем в два раза выше, чем в поверхностном слое выкружки [23 – 26].

Скалярная плотность дислокаций ферритной составляющей колоний перлита по центральной оси и по выкружке имеет градиентный характер. Для разрушенных зерен перлита скалярная плотность дислокаций снижается при удалении от поверхности по выкружке от $3,8 \cdot 10^{10}$ до $2,1 \cdot 10^{10}$ см⁻². При удалении от поверхности катания по центральной оси скалярная плотность дислокаций максимальна на контактной поверхности для разрушенных зерен перлита, а для неразрушенных зерен – на расстоянии 10 мм от поверхности.

Избыточная плотность дислокаций, характеризующая уровень полей напряжений, немонотонно убывает с удалением от поверхности катания. При этом максимальная величина фиксируется на контактной поверхности выкружки независимо от состояния перлитных колоний (разрушены или нет). По центральной оси максимальная величина достигается в слое, расположенном на расстоянии 2 мм от поверхности катания [27 – 30].

Показано, что длительная эксплуатация рельсов сопровождается одновременным протеканием двух процессов разрушения пластин цементита:

путем разрезания скользящими дислокациями и растаскивания их осколков и в результате вытягивания атомов углерода из кристаллической решетки цементита вследствие заметной разницы энергии связи атомов углерода с дислокациями (~0,6 эВ) и с атомами железа в кристаллической решетке цементита (~0,4 эВ).

Выполнены оценки относительного содержания атомов углерода на структурных элементах стали. Показано, что если в исходном состоянии основное количество атомов углерода сосредоточено в частицах цементита, то после длительной эксплуатации рельсов местом расположения атомов углерода наряду с частицами цементита являются дефекты кристаллической структуры (дислокации, границы зерен и субзерен).

Выполнены теоретические оценки аддитивного предела текучести металла по центральной оси и по выкружке на основе многофакторного анализа упрочнения, обусловленного упрочнением частицами карбидной фазы, упрочнением за счет образования перлитной структуры и формирования дислокационной субструктуры, упрочнением дальнедействующими полями напряжений и твердорастворным упрочнением. Показано, что независимо от направления анализа и расстояния до рабочей поверхности основной вклад в упрочнение вносит дислокационная субструктура [31, 32].

Выводы

Методами современного физического материаловедения проведены исследования структуры, фазового состава, дефектной субструктуры и трибологических свойств, формирующихся на различных расстояниях по центральной оси и по выкружке в головке объемно и дифференцированно закаленных рельсов в исходном состоянии и после пропущенного тоннажа 691,8 и 1411 млн. т брутто.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Громов В.Е., Волков К.В., Иванов Ю.Ф., Морозов К.В. и др. Формирование тонкой структуры металла рельсов повышенной износостойкости // Вопросы материаловедения. 2013. Т. 76. № 4. С. 15 – 23.
2. Громов В.Е., Волков К.В., Иванов Ю.Ф., Морозов К.В., Коновалов С.В., Алсараева К.В. Структура, фазовый состав и дефектная субструктура рельсов высшей категории качества // Изв. вуз. Физика. 2014. № 2. С. 72 – 76.
3. Громов В.Е., Волков К.В., Иванов Ю.Ф., Юрьев А.Б., Коновалов С.В., Морозов К.В. Формирование тонкой структуры в рельсах низкотемпературной надежности // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2013. № 4. С. 61 – 68.
4. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Волков К.В., Морозов К.В. и др. Формирование градиентов структуры, фазового состава и дефектной субструктуры в рельсах при дифференцированной закалке // Перспективные материалы. 2014. № 3. С. 40 – 45.
5. Громов В.Е., Морозов К.В., Иванов Ю.Ф., Волков К.В. и др. Формирование градиентов структуры, фазового состава и дефектной субструктуры в дифференцированно закаленных рельсах // Российские нанотехнологии. 2014. Т 9. № 5-6. С. 59 – 62.
6. Громов В.Е., Волков К.В., Глезер А.М., Иванов Ю.Ф., Морозов К.В. и др. Дислокационная субструктура и внутренние поля напряжений в объемно и дифференцированно закаленных рельсах // Известия РАН. Серия физическая. 2014. Т. 78. № 10. С. 1230 – 1237.
7. Громов В.Е., Волков К.В., Иванов Ю.Ф., Морозов К.В. и др. Формирование дислокационной субструктуры и внутренних полей напряжений в объемно и дифференцированно закаленных рельсах // Наноинженерия. 2014. Т. 33. № 3. С. 22 – 26.
8. Громов В.Е., Юрьев А.Б., Морозов К.В., Волков К.В., Иванов Ю.Ф. Сравнительный анализ структурно-фазовых состояний в рельсах после объемной и дифференцированной закалки // Сталь. 2014. № 7. С. 91 – 95.
9. Морозов К.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Глезер А.М., Батаев В.А. Анализ структурно-фазовых состояний в рельсах, подвергнутых объемной и дифференцированной закалке // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2015. № 4. С. 22 – 26.
10. Gromov V.E., Peregudov O.A., Ivanov Yu.F., Morozov K.V., Alsarayeva K.V., Semina O.A. Surface layer structure degradation of rails in prolonged operation // Journal of surface investigation. X-ray, Synchrotron and neutron techniques. 2015. Vol. 9. No. 6. P. 1292 – 1298.
11. Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Peregudov O.A., Morozov K.V., Wang X.L., Dai W.B., Ponomareva Yu.V., Semina O.A. Evolution of structure and properties of railhead fillet in long-term operation // Materials and Electronics Engineering. 2015. Vol. 2. No. 4. P. 1 – 4.
12. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Peregudov O.A., Morozov K.V., Yur'ev A.B. Evolution of the structure and phase states of rails in prolonged operation // Steel in Translation. 2015. Vol. 45. No. 4. P. 254 – 257.
13. Peregudov O.A., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Morozov K.V., Alsarayeva K.V., Semina O.A. Structure-phase states evolution in rails during a long operation // AIP conference proceedings. 2015. Vol. 1683. No. 020179.
14. Gromov V.E., Morozov K.V., Yur'ev A.B., Peregudov O.A. Fragmentation of the grain structure of quenched rails // Steel in Translation. 2015. Vol. 45. No. 10. P. 759 – 761.
15. Ivanov Yu.F., Peregudov O.A., Morozov K.V., Gromov V.E., Popova N.A., Nikonenko E.N. Formation Structural Phase Gradients in Rail Steel During Long Term Operation // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2016. Vol. 112. No. 012038.
16. Gromov V.E., Morozov K.V., Ivanov Yu.F., Aksenova K.V., Peregudov O.A., Semin A.P. Formation and evolution of structure-phase states in rails after drawn resource // Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures. 2016. No. 1. P. 38 – 44.
17. Gromov V.E., Peregudov O.A., Ivanov Y.F., Glezer A.M., Morozov K.V., Aksenova K.V., Semina O.A. Physical nature of rail strengthening in long term operation // AIP Conference Proceedings. 2016. Vol. 1783. No. 020069.
18. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Glezer A.M., Peregudov O.A., Morozov K.V. Nature of the structural degradation rail surfaces during operation // Bulletin of Russian Academy of Science. Physics. 2016. Vol. 80. No. 12. P. 1483 – 1488.
19. Peregudov O.A., Gromov V.E., Ivanov Y.F., Morozov K.V., Konovalov S.V. Structural and phase states in high-quality rail // Steel in Translation. 2016. Vol. 46. No. 4. P. 260 – 263.
20. Peregudov O.A., Morozov K.V., Gromov V.E., Glezer A.M., Ivanov Yu.F. Formation of internal stress fields in rails during long-term operation // Russian metallurgy. 2016. Vol. 2016. No. 4. P. 371 – 374.
21. Gromov V.E., Ivanov Y.F., Morozov K.V., Peregudov O.A., Semina O.A. Long-term operation of rail steel: degradation of structure and proper-

- ties of surface layer // Journal of surface investigation. X-ray, Synchrotron and Neutron techniques. 2016. Vol. 10. No. 5. P. 1101 – 1105.
22. Ivanov Y.F., Morozov K.V., Peregudov O.A., Gromov V.E. Degradation of rail-steel structure and properties of the surface layer // Steel in Translation. 2016. Vol. 46. No. 8. P. 567 – 570.
 23. Громов В. Е., Юрьев А.А., Морозов К.В. и др. Эволюция тонкой структуры в поверхностных слоях 100-м дифференцированно закаленных рельсов при длительной эксплуатации // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2017. Т. 14. № 2. С. 267 – 273.
 24. Громов В.Е., Юрьев А.А., Иванов Ю.Ф. и др. Перераспределение атомов углерода в дифференцированно закаленных рельсах при длительной эксплуатации // Изв. вуз. Черная металлургия. 2018. Т. 61. № 6. С. 56 – 69.
 25. Юрьев А.А., Громов В.Е., Морозов К.В. и др. Изменение структуры и фазового состава поверхности 100-м дифференцированно закаленных рельсов при длительной эксплуатации // Изв. вуз. Черная металлургия. 2017. Т. 60. № 10. С. 826 – 831.
 26. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Юрьев А.А. и др. Природа поверхностного упрочнения дифференцированно закаленных рельсов при длительной эксплуатации // Деформация и разрушение материалов. 2018. № 4. С. 67 – 85.
 27. Громов В.Е., Юрьев А.А., Иванов Ю.Ф. и др. Анализ механизмов деформационного упрочнения рельсовой стали в процессе длительной эксплуатации // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2017. № 3. С. 76 – 84.
 28. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Юрьев А.А. и др. Градиенты структуры и свойств поверхностных слоев дифференцированно закаленных рельсов после длительной эксплуатации // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2017. Т. 14. № 3. С. 297 – 305.
 29. Юрьев А.А., Громов В.Е., Гришунин В.А. и др. Механизмы разрушения пластинчатого перлита дифференцированно закаленных рельсов при длительной эксплуатации // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2017. Т. 14. № 4. С. 438 – 444.
 30. Иванов Ю.Ф., Юрьев А.А., Громов В.Е. и др. Преобразование карбидной фазы рельсов при длительной эксплуатации // Изв. вуз. Черная металлургия. 2018. Т. 61. № 2. С. 140 – 148.
 31. Громов В. Е., Юрьев А.А., Иванов Ю.Ф. и др. Эволюция структуры и свойств дифференцированно закаленных рельсов в процессе длительной эксплуатации // Металлофизика и новейшие технологии. 2017. Т. 39. № 12. С. 1599 – 1646.
 32. Громов В.Е., Юрьев А.А., Иванов Ю.Ф. и др. Трансформация структуры 100-метровых дифференцированно закаленных рельсов при длительной эксплуатации // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2018. Т. 15. № 1. С. 128 – 134.

© 2020 г. В.Е. Громов, В.Е. Кормышев,
О.А. Перегудов, Ю.Ф. Иванов,
Ю.А. Рубанникова
Поступила 24 января 2020 г.

УДК 669.35:539.214

ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРЕН, ТЕМПЕРАТУРЫ ДЕФОРМАЦИИ И СОСТАВА СПЛАВОВ Cu – Al НА ПАРАМЕТР МЕЖДИСЛОКАЦИОННОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ В СООТНОШЕНИИ ТЕЙЛОРА

Н.В. Черкасов, Л.И. Тришкина, Т.В. Черкасова, Н.А. Конева

E-mail: cherkasova_tv@mail.ru

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия

Аннотация. Исследовано упрочнение металлических материалов на основе известного соотношения Тейлора: взаимосвязи плотности дислокаций и напряжения течения. Методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии изучена структура образцов при различных температурах испытания в деформированных растяжением поликристаллических ГЦК твердых растворах Cu – Al в интервале концентраций алюминия от 0,5 до 14,0 % (атом.) со средним размером зерна 10 – 240 мкм. В соотношении Тейлора параметр α характеризует междислокационное взаимодействие. Величину этого параметра в основном рассчитывают теоретически. На основе экспериментальных данных рассчитаны значения α в целом по образцу и для различных типов субструктур. Приведены количественные значения параметров. Проведен анализ значений параметра в зависимости от концентрации алюминия, температуры испытания для фиксированных значений размера зерна. Исследовано влияние типа субструктуры на значение параметра в конкретной субструктуре.

Ключевые слова: соотношение Тейлора, параметр междислокационного взаимодействия, поликристаллы, температура испытания, тип дислокационной субструктуры.

INFLUENCE OF THE GRAIN SIZE, DEFORMATION TEMPERATURE AND Cu – Al ALLOYS COMPOSITION ON THE PARAMETER OF INTERDISPLACEMENT INTERACTION IN THE TAYLOR RATIO

N.V. Cherkasov, L.I. Trishkina, T.V. Cherkasova, N.A. Koneva

E-mail: cherkasova_tv@mail.ru

Tomsk State University of Architecture and Building, Tomsk, Russia

Abstract. The hardening of metallic materials was studied on the basis of the well-known Taylor relation: the relationship between dislocation density and flow stress. The method of transmission electron diffraction microscopy was used to study the structure of samples at various test temperatures in tensile-deformed polycrystalline FCC of solid solutions Cu – Al in the range of aluminum concentrations from 0.5 to 14.0 % (atom.) with an average grain size of 10 – 240 μm . In the Taylor relation, the parameter α characterizes the interdislocation interaction. The magnitude of this parameter is mainly calculated theoretically. Based on experimental data, the values of α were calculated for the whole sample and for various types of substructures. The quantitative values of the parameters are given. The analysis of the parameters depending on the concentration of aluminum, the test temperature for fixed values of grain size. The influence of the type of substructure on the parameter value in a particular substructure is investigated.

Keywords: the Taylor ratio, interdislocation interaction parameter, polycrystals, test temperature, type of dislocation substructure.

Введение

Параметр междислокационного взаимодействия α в соотношении Тейлора связан с упрочнением материала, обусловленным накоплением дислокаций и их взаимодействием. Напряжение

течения σ прямо пропорционально скалярной плотности дислокаций $\langle \rho \rangle^{1/2}$. Для поликристаллов удобно пользоваться величиной $m\alpha$ (где $m = 3,1$ – ориентационный множитель). В основном параметр α рассчитывается теоретически [1, 2].

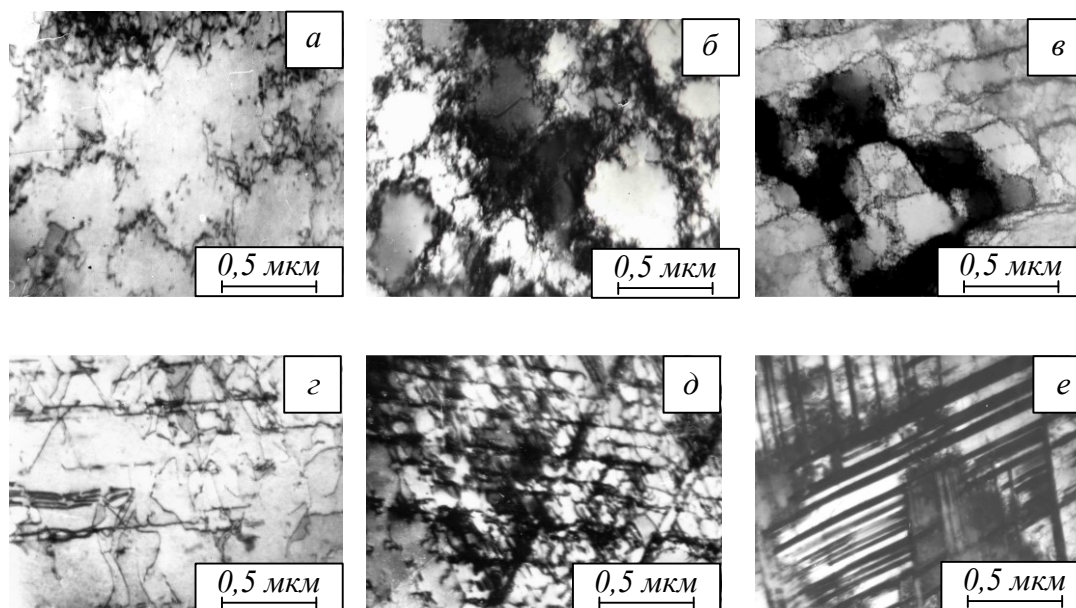


Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение субструктур в сплаве Cu + 5 % Al (атом.) (клубковая и неразориентированная ячеистая (а), разориентированная ячеистая (б), фрагментированная (в)) и в сплаве Cu + 14 % Al (сетчатая (з), сетчатая с разориентировками (д), микродвойниковая (е)) ($T = 293$ К) после деформации с различной степенью деформации:
 $a, z - \varepsilon_{ист} = 0,05$; $б, д - \varepsilon_{ист} = 0,20$; $в, е - \varepsilon_{ист} = 0,40$

Экспериментальную оценку проводили чаще всего для чистой меди. Эти значения или близкие к ним часто применяют при оценке дислокационного вклада в упрочнение и для других материалов [3].

Основываясь на большом количестве экспериментальных данных, в настоящей работе были получены значения α и $\alpha_{сост}$ для поликристаллических ГЦК сплавов Cu – Al. Измерения параметров α и $\alpha_{сост}$ при разных температурах испытания T , концентраций алюминия и различных размерах зерен $\langle d \rangle$ комплексно были выполнены впервые в этой работе. Значения параметра α определяли из зависимостей $\sigma = f(\langle \rho \rangle^{1/2})$ (где $\langle \rho \rangle$ – средняя скалярная плотность дислокаций в целом по образцу). Для определения параметра $\alpha_{сост}$ использовали зависимости $\sigma = f(\langle \rho_{сост} \rangle^{1/2})$, при этом учитывали значения плотности $\rho_{сост}$ дислокаций в каждом типе дислокационных субструктур (ДСС). Определения типов ДСС представлены в работе [4].

Материалы и методика исследования

Материалами исследования являлись поликристаллические ГЦК твердые растворы Cu – Al в интервале концентраций алюминия от 0,5 до 14,0 % (атом.). Средние размеры зерен $\langle d \rangle$ в сплавах варьировали от 10 до 240 мкм. Образцы деформировали растяжением на машине Instron со скоростью $2 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ при температуре 293 К. Структуру деформированных образцов изучали методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии (ПЭМ) на электронных

микроскопах с ускоряющим напряжением 125 кВ, снабженных гониометром. Плотность дислокаций определяли методом секущей [5].

Результаты

В слабоконцентрированных сплавах системы Cu – Al с ростом степени деформации и разных температурах испытания наблюдается следующая последовательность формирования ДСС: клубки из дислокаций, неразориентированная ячеистая ДСС, разориентированная ячеистая и фрагментированная ДСС. В высококонцентрированных сплавах системы Cu – Al с ростом степени деформации и разных температурах (T) испытания реализуется другая цепочка превращений типов ДСС: дислокационные скопления, сетчатая ДСС, неразориентированная ячеисто-сетчатая, разориентированная ячеисто-сетчатая, микрополосовая и микродвойниковая ДСС. Электронно-микроскопические изображения типов субструктур при разных степенях деформации (ε) при комнатной температуре представлены на рис. 1.

Экспериментальные значения параметров α и $\alpha_{сост}$ для сплавов системы Cu – Al с размером зерен 10 и 200 мкм и разных температурах деформации представлены в табл. 1 и 2. Степень деформации, при которой формируется данный тип ДСС, и плотность дислокаций также указаны в табл. 1, 2. Проведем анализ зависимостей параметра α и $\alpha_{сост}$ от температуры испытания, концентрации алюминия и размера зерен.

Значения параметров α и $\alpha_{сост}$ для сплавов 0,5 и

Таблица 1
Значения параметров α и $\alpha_{\text{сост}}$ для слабоконцентрированных сплавов Cu – Al

Тип субструктуры	$\epsilon_{\text{ист}}$	T, K	Cu – 0,5 % Al			Cu – 5 % Al		
			$\langle \rho \rangle \cdot 10^{13}, \text{ м}^{-2}$	$\alpha_{\text{сост}}$ (разный тип ДСС)	α	$\langle \rho \rangle \cdot 10^{13}, \text{ м}^{-2}$	$\alpha_{\text{сост}}$ (разный тип ДСС)	α
$d = 10 \text{ мкм}$								
Хаос, неразориентированная ячеистая, разориентированная ячеистая, фрагментированная	0,05 – 0,10 0,10 – 0,30 0,30 – 0,60	293	9 10 – 12 13	0,66 0,33 0,18	0,39	8 10 – 13 14	0,65 0,33 0,20	0,39
Неразориентированная ячеистая, разориентированная ячеистая, фрагментированная	0,05 – 0,10 0,10 – 0,30 0,30 – 0,60	473	9 11 – 12 13	0,69 0,35 0,23	0,42	9 11 – 12 14	0,66 0,33 0,28	0,42
Неразориентированная ячеистая, разориентированная ячеистая, фрагментированная	0,05 – 0,10 0,10 – 0,30 0,30 – 0,60	573	10 11 – 13 14	0,65 0,39 0,26	0,43	10 11 – 13 15	0,65 0,39 0,26	0,43
$d = 200 \text{ мкм}$								
Неразориентированная ячеистая, разориентированная ячеистая, фрагментированная	0,05 – 0,10 0,10 – 0,30 0,30 – 0,60	293	3,5 4 – 6 7	0,79 0,59 0,40	0,59	3 4 – 6 7	0,85 0,50 0,26	0,59
Неразориентированная ячеистая, разориентированная ячеистая, фрагментированная	0,05 – 0,10 0,10 – 0,30 0,30 – 0,60	523	2,5 3 – 6 7	0,88 0,61 0,34	0,61	4 5 – 7 9	0,78 0,57 0,47	0,61
Неразориентированная ячеистая, разориентированная ячеистая, фрагментированная	0,05 – 0,10 0,10 – 0,30 0,30 – 0,60	573	4 5 – 6 9	0,71 0,59 0,53	0,61	5 6 – 7 8	0,75 0,62 0,45	0,61

5,0 % Al (атом.) представлены в табл. 1. Для рассматриваемых сплавов при комнатной температуре испытания и фиксированном (10 мкм) значении размера зерен параметр $\alpha_{\text{сост}}$ изменяется в три раза, а для $\langle d \rangle = 200 \text{ мкм}$ – в два раза. Рост разориентировок в субструктуре сопровождается уменьшением значения $\alpha_{\text{сост}}$ при всех температурах испытания и размерах зерен. В слаболегированных сплавах при фиксированных значениях размера зерен и температуры деформации изменения величины параметра α с увеличением концентрации не наблюдается. Увеличение температуры испытания приводит к незначительному росту параметров α и $\alpha_{\text{сост}}$ при размерах зерен 10 и 200 мкм.

Экспериментальные данные α и $\alpha_{\text{сост}}$ для концентрированных сплавов, содержащих 10 и 14 % Al (атом.), представлены в табл. 2.

Проведен анализ влияния температуры испытания на величину параметров α и $\alpha_{\text{сост}}$ при фиксированных размерах зерен в сплавах с алюминием. Значения α и $\alpha_{\text{сост}}$ увеличиваются с ростом

температуры испытания для обоих сплавов. С ростом размера зерен при фиксированных температурах испытания значения параметров α и $\alpha_{\text{сост}}$ увеличиваются (табл. 2). Различие в содержании алюминия в этих двух высококонцентрированных сплавах практически не влияет на значения α и $\alpha_{\text{сост}}$.

На основании данных, полученных в работе, были построены зависимости $\alpha = f(C_{\text{Al}})$ и $\alpha_{\text{сост}} = f(C_{\text{Al}})$. На рис. 2 представлены зависимости параметра α от концентрации алюминия C_{Al} для размеров зерен 10 и 200 мкм. С увеличением концентрации алюминия до 6 % (атом.) параметр α практически остается постоянным (рис. 2), а затем его значение возрастает, но незначительно. Напомним [4], что при $C_{\text{Al}} \approx 8 \%$ (атом.) в сплавах с алюминием происходит переход от ячеистой ДСС к ячеисто-сетчатой. На рис. 3 представлены зависимости $\alpha_{\text{сост}} = f(C_{\text{Al}})$ при тех же размерах зерен, что и на рис. 2. Анализ зависимостей показывает, что в малоцентрированных сплавах в условиях формирования ячеистой ДСС без

Значения параметров α и $\alpha_{\text{сост}}$ для высококонцентрированных сплавов Cu – Al

Тип субструктуры	$\varepsilon_{\text{ист}}$	T, K	Cu – 10 % Al			Cu – 14 % Al		
			$\langle \rho \rangle \cdot 10^{13},$ M^{-2}	$\alpha_{\text{сост}}$ (разный тип ДСС)	α	$\langle \rho \rangle \cdot 10^{13}$ M^{-2}	$\alpha_{\text{сост}}$ (раз- ный тип ДСС)	α
$d = 10$ мкм								
Ячеисто-сетчатая без разориентировок, ячеисто-сетчатая с разориентировками, микрополосовая и микродвойниковая	0,05 – 0,10	293	14	0,36	0,50	14	0,46	0,54
	0,10 – 0,20		16	0,46		16	0,49	
	0,50 – 0,60		20	0,67		20	0,68	
Ячеисто-сетчатая без разориентировок, ячеисто-сетчатая с разориентировками, микрополосовая и микродвойниковая	0,10 – 0,20	473	15	0,55	0,60	15	0,58	0,65
	0,30 – 0,40		19	0,75		19	0,80	
	0,50 – 0,60		21	0,85		21	0,85	
Ячеисто-сетчатая без разориентировок, ячеисто-сетчатая с разориентировками, микрополосовая и микродвойниковая	0,10 – 0,20	573	17	0,60	0,72	17	0,65	0,72
	0,30 – 0,40		19	0,75		19	0,78	
	0,50 – 0,60		20	0,83		20	0,88	
Ячеисто-сетчатая без разориентировок, ячеисто-сетчатая с разориентировками, микрополосовая и микродвойниковая	0,10 – 0,20	673	17	0,65	0,80	18	0,68	0,80
	0,30 – 0,40		19	0,84		10	0,80	
	0,50 – 0,60		21	0,90		21	0,90	
$d = 200$ мкм								
Ячеисто-сетчатая без разориентировок, ячеисто-сетчатая с разориентировками, микрополосовая и микродвойниковая	0,05 – 0,10	293	5	0,48	0,65	5	0,54	0,68
	0,30 – 0,40		7	0,67		7	0,67	
	0,50 – 0,60		11	0,80		11	0,82	
Ячеисто-сетчатая без разориентировок, ячеисто-сетчатая с разориентировками, микрополосовая и микродвойниковая	0,10 – 0,20	473	6	0,55	0,70	6	0,58	0,75
	0,30 – 0,40		8	0,70		8	0,79	
	0,50 – 0,60		12	0,85		12	0,89	
Ячеисто-сетчатая без разориентировок, ячеисто-сетчатая с разориентировками, микрополосовая и микродвойниковая	0,10 – 0,20	573	7	0,65	0,85	7	0,66	0,85
	0,30 – 0,40		9	0,80		9	0,83	
	0,50 – 0,60		13	0,98		13	0,90	
Ячеисто-сетчатая без разориентировок, ячеисто-сетчатая с разориентировками, микрополосовая и микродвойниковая	0,10 – 0,20	673	1	1,18	0,92	7	0,69	0,93
	0,30 – 0,40		2	0,92		10	0,88	
	0,50 – 0,60		3	0,67		14	0,98	

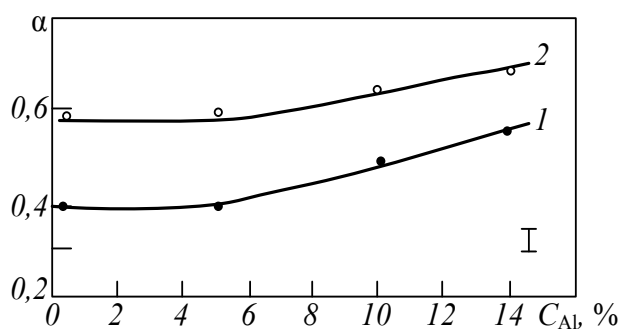


Рис. 2. Изменение параметра α в зависимости от концентрации C_{Al} легирующего элемента при размерах зерен $\langle d \rangle$ ($T = 293$ К): 1 – 10 мкм; 2 – 200 мкм

разориентировок (небольшие пластические деформации) параметр $\alpha_{\text{сост}}$ выше, чем в ячеистой ДСС с разориентировками (развитая пластическая деформация). При дальнейшем увеличении концентрации легирующего элемента параметр $\alpha_{\text{сост}}$ становится ниже в субструктурах с разориентировками для фиксированного размера зерен.

Увеличение размера зерна сопровождается увеличением значений этого параметра.

Рассмотрено влияние температуры испытания на параметр $\alpha_{\text{сост}}$. На рис. 4 и 5 представлены зависимости $\alpha_{\text{сост}}$ от температуры испытания для слабоконцентрированных и высококонцентрированных твердых растворов Cu – Al с размерами зерен 10 и 200 мкм для разных типов ДСС.

Проведен анализ зависимостей $\alpha_{\text{сост}} = f(T)$ для слабоконцентрированных сплавов (рис. 4). В основном, значения параметра $\alpha_{\text{сост}}$ несколько увеличиваются с ростом температуры испытания. Отметим также, что значение параметра $\alpha_{\text{сост}}$ выше в неразориентированной ДСС, чем в разориентированной.

Зависимости $\alpha_{\text{сост}} = f(T)$ для высококонцентрированных сплавов системы Cu – Al представлены на рис. 5. Анализ зависимостей показывает, что значения параметра $\alpha_{\text{сост}}$ увеличиваются с ростом температуры во всех исследованных типах ДСС при размере зерен 10 и 200 мкм. Отметим также, что в разориентированных ДСС в сплавах с повышенным содержанием легирующего элемента величина параметра $\alpha_{\text{сост}}$ выше, чем в неразориентированных ДСС для обоих размеров зерен.

Выводы

Установлены зависимости параметра междислокационного взаимодействия α в соотношении Тейлора от содержания алюминия, температуры испытания и размера зерен для поликристаллических сплавов системы Cu – Al. В сплавах при содержании алюминия до 6 % (атом.) значения α не изменяются при увеличении содержания легирующего элемента. При более высоком содержании алюминия значения α увеличиваются. Значения α в сплавах Cu – Al находятся в интервале 0,3 – 0,7. С ростом размера зерен при фиксированной температуре испытания параметр α также возрастает. Увеличение температуры испытания приводит к возрастанию значений α .

Установлено, что параметр $\alpha_{\text{сост}}$ зависит от ряда факторов: размера зерен, температуры испытания и типа ДСС. Повышение температуры испытания приводит к росту $\alpha_{\text{сост}}$ при фиксированных размерах зерен и концентрациях алюминия. Рост размера зерен во всех исследованных сплавах приводит к увеличению $\alpha_{\text{сост}}$. В высококонцентрированных сплавах при переходе от неразориентированных к разориентированным ДСС происходит увеличение параметра $\alpha_{\text{сост}}$, а в слабоконцентрированных сплавах – уменьшение.

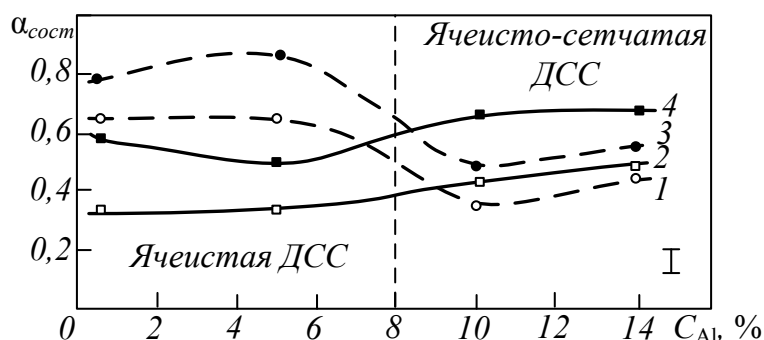


Рис. 3. Изменение параметра $\alpha_{\text{сост}}$ в зависимости от концентрации легирующего элемента C_{Al} ($T = 293$ К) при $\langle d \rangle = 10$ мкм (1, 2) и $\langle d \rangle = 200$ мкм (3, 4):

1, 3 – неразориентированная ячеистая ДСС ($C_{Al} < 8\%$) + неразориентированная ячеисто-сетчатая ДСС ($C_{Al} > 8\%$);
2, 4 – разориентированная ячеистая ДСС ($C_{Al} < 8\%$) + разориентированная ячеисто-сетчатая ДСС ($C_{Al} > 8\%$)

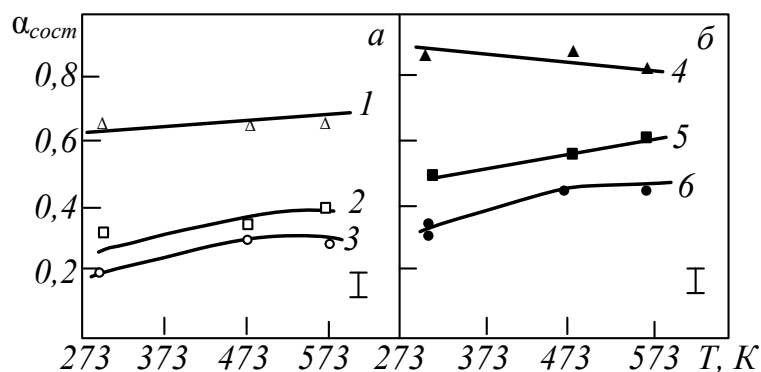


Рис. 4. Изменение параметра $\alpha_{\text{сост}}$ в зависимости от температуры испытания для слабоконцентрированного сплава Cu – 5 % Al при $\langle d \rangle = 10 \mu\text{м}$ (а) и $\langle d \rangle = 200 \mu\text{м}$ (б): 1, 4 – неразориентированная ячеистая ДСС; 2, 5 – разориентированная ячеистая ДСС; 3, 6 – фрагментированная ДСС

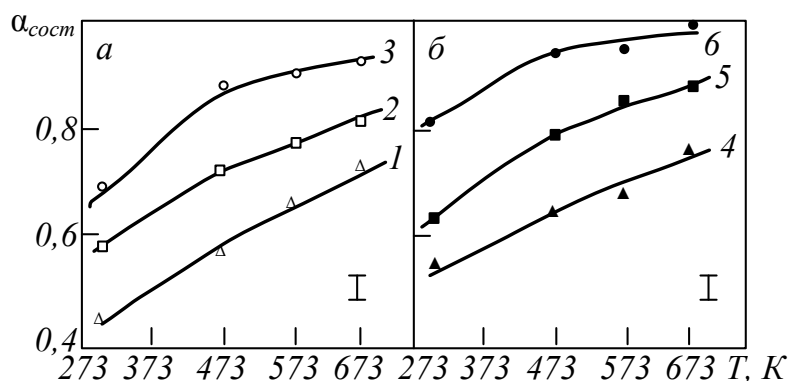


Рис. 5. Изменение параметра $\alpha_{\text{сост}}$ в зависимости от температуры испытания для высококонцентрированного сплава Cu – 14 % Al при $\langle d \rangle = 10 \mu\text{м}$ (а) и $\langle d \rangle = 200 \mu\text{м}$ (б): 1, 4 – неразориентированная ячеисто-сетчатая ДСС; 2, 5 – разориентированная ячеисто-сетчатая ДСС; 3, 6 – микрополосовая и микродвойниковая ДСС

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Набарро Ф.Р.Н., Базинский В.С., Холт Д.Б. Пластичность чистых монокристаллов. – М.: Металлургия, 1967. – 214 с.
2. Попов В.Е., Конева Н.А., Терешко И.В. Деформационное упрочнение упорядоченных сплавов. – М.: Металлургия, 1976. – 256 с.
3. Структурно-фазовые состояния и механизмы упрочнения деформированной стали / Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов, Н.А. Попова и др. – Новокузнецк: Полиграфист, 2016. – 510 с.
4. Структурно-фазовые превращения в слабоустойчивых состояниях металлических систем при термосиловом воздействии / Н.А. Конева, Л.И. Тришкина, А.И. Потекаев, Э.В. Козлов. – Томск: Изд-во НТЛ, 2015. – 342 с.
5. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. – М.: Металлургия, 1970. – 376 с.

© 2020 г. Н.В. Черкасов, Л.И. Тришкина, Т.В. Черкасова, Н.А. Конева
Поступила 3 февраля 2020 г.

УДК 534.8:537.8:538.951:538.956:539.21:539.376:620.178.6

ДИНАМИЧЕСКИЕ ЭФФЕКТЫ В ПРОВОДНИКАХ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ИМПУЛЬСНЫХ ТОКОВ

О.Б. Скворцов^{1,2}, В.И. Сташенко¹, О.А. Троицкий¹

E-mail: oatroitsky@mail.ru

¹Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия

²Научно-технический центр «Завод балансировочных машин», Москва, Россия

Аннотация. Рассмотрены особенности вибрационного отклика металлических консолидированных образцов на воздействие электрических импульсов. Представлены результаты экспериментальных исследований, которые могут быть использованы при анализе физических процессов, связанных с деформацией металлических проводников в условиях воздействия электрических импульсов. Полученные экспериментальные данные могут быть использованы при исследовании свойств электропроводящих конструктивных элементов электромеханического оборудования, при разработке средств неразрушающего контроля, методов обработки поверхности металлов, а также при создании разъемных и неразъемных соединений.

Ключевые слова: электрический импульс, вибрация, деформация, ультразвук, сварка, электропластический эффект, упрочнение, разупрочнение, скин-эффект, пинч-эффект.

DYNAMIC EFFECTS IN CONDUCTORS EXPOSED TO PULSE CURRENTS

O.B. Skvorcov^{1,2}, V.I. Stashenko¹, O.A. Troickij¹

E-mail: oatroitsky@mail.ru

¹Mechanical Engineering Research Institute, Russian Academy of Sciences, Moscow, Russia

²“Zavod Balansirovochnykh mashin” STC, Moscow, Russia

Abstract. Features of vibrational response of metal consolidated samples to electrical impulses impact are considered. Results of experimental studies that can be used in analysis of physical processes associated with deformation of metal conductors under the influence of electrical impulses are presented. Obtained experimental data can be used in study of properties of electrically conductive structural elements of electromechanical equipment, in development of non-destructive testing methods, surface treatment of metals, as well as in creation of detachable and permanent connections.

Keywords: electric impulse, vibration, deformation, ultrasound, welding, electroplastic effect, hardening, softening, skin effect, pinch effect.

Введение

Влияние различных энергетических колебаний, вызываемых внешними источниками, на свойства металлических проводников нашло практическое применение для обработки металлических конструктивных элементов машин, инструментов, используется в процессе обработки металлов, при создании приборов неразрушающего контроля и диагностики оборудования [1]. Одно из таких воздействий основано на действии электрических импульсов на металлы.

Такие физические процессы широко применяют на практике при электроэрозионной и электропластической обработках [2]. Воздействие импульсного электрического поля, приложенного к металлическому образцу, вызывает в таком проводнике появление направленных и вихревых токов и сопровождается проявлением пинч- и скин-эффектов. Механическое взаимодействие на отдельные части металлического проводника с током связано с действием закона Лоренца. Пропускание импульсного тока высокой плот-

ности даже через отдельный металлический проводник сопровождается процессами вибрации. Связанные с этим деформации могут носить как упругий, так и неупругий характер. При больших плотностях тока возможны большие деформации проводника или даже его разрушение. Внешнее воздействие на проводники сопровождается передачей энергии, приводящей к нагреванию. В случае прохождения тока через проводник происходит его нагрев в соответствии с законом Джоуля. Тепловое действие пропорционально времени внешнего воздействия и его интенсивности. При импульсном электрическом воздействии малой длительности и ограниченной амплитуды нагрев металла сравнительно мал и его влияние часто незначительно. При большой интенсивности и длительности внешнего воздействия влияние нагрева может стать определяющим и важным. Это происходит при выполнении электроимпульсной сварки.

Воздействие импульсных токов используется прежде всего для модификации поверхностных свойств образца путем его упрочнения или разупрочнения.

Имеются исследования, которые указывают, что электроимпульсная обработка может приводить к ухудшению основных механических характеристик испытываемых материалов [3]. В частности, при использовании электроимпульсной обработки при волочении ухудшается пластичность обрабатываемого материала.

Для эффективного использования электроимпульсной обработки металлов необходимо понимание закономерностей действия импульсного электрического тока на металлы. В работе [4] был сделан вывод о множественном характере таких процессов и о различном характере доминирующего вклада в такие деформации разных физических явлений для областей упругой и пластической деформации. В работе [5] представлен перечень и критика возможных механизмов электропластического эффекта от действия импульсного электрического тока на проводники. В этой работе отмечается, что отсутствует непротиворечивое описание происходящих при этом физических процессов. Новые публикации в рассматриваемой области [6, 7] показывают, что вопросы неоднозначного понимания физики происходящих процессов и согласования предлагаемых механизмов еще далеки от решения. В источнике [7] отмечено, что деформационные процессы связаны с проявлением изменений фазового состава и поляризации поверхности из-за наличия на нем покрытий. Деформации наблюдаются и в условиях отсутствия таких покрытий на материале образца, а происхождение деформаций вблизи ниж-

ней границы области пластической деформации остается неясным.

Механизмы электроимпульсного воздействия на металлы

При внешних воздействиях на металлические образцы имеется вклад в деформационные процессы температурных изменений. Величина этого вклада может быть различной в зависимости от количества внешней энергии, преобразуемой при этом в тепло. Связанный с этим нагрев может не быть прямой и первичной причиной деформации, но может оказывать влияние на механические свойства материала образца и соответствующим образом изменять получаемые при экспериментах результаты. Поэтому влияние нагрева при анализе результатов необходимо учитывать. Динамический нагрев поверхности образца сам по себе является известным и эффективным средством для изменения механических характеристик таких образцов при закаливании или отжиге. Таким образом, эффекты от воздействия температуры могут скрывать проявление прямого взаимодействия внешнего воздействия на образцы. При анализе механизмов происходящих процессов для снижения влияния температуры желательно снизить интенсивность и длительность внешних воздействий на образец. При воздействии электрических импульсов на образцы можно ограничиться исследованием отклика на отдельные импульсы или несколько импульсов, что исключает заметный нагрев образца при эксперименте.

При исследовании электроимпульсного эффекта часто используют тестовое оборудование для испытания образцов с представлением результатов в виде зависимости приложенного напряжения от задаваемой статической деформации. Внешнее электроимпульсное воздействие приводит к появлению всплесков в виде увеличения или уменьшения на получаемой зависимости. По величине таких всплесков анализируют влияние электроимпульсного воздействия на механические свойства материала.

Использование испытательных машин обеспечивает получение диаграмм деформация – нагружение, но достоверность получаемых данных снижается из-за низкого быстродействия имеющихся в таком оборудовании измерительных приборов [8].

Получаемые по этой методике данные характеризуют результат воздействия суммы заданного квазистатического нагружения и динамического воздействия деформаций, вызываемых колебаний, создаваемых импульсов электричества [9], ультразвука и др. Представленные в работе [9] результаты испытаний показывают,

что при действии электрических импульсов длительностью 100 мкс и периодом в 3 с на образце наблюдаются скачки температуры на величину порядка 40 °С, а также скачкообразные увеличения деформации. При изменении величины тока наблюдается разнонаправленное изменение такой зависимости. При этом изменения носят не случайный характер, так как полученные результаты характеризуются хорошей повторяемостью. Дополнительное действие импульсов тока приводит к снижению величины механических напряжений и увеличению значения деформации разрушения. Воздействие последовательности импульсов тока на материал проводника может вызывать нагрев образца. Повышение температуры образца в процессе испытаний может исказить получаемые зависимости изменения механических характеристик металла при исследовании нетеплового действия электрических импульсов. В этом случае можно стабилизировать температуру металла путем использования системы охлаждения [10]. Получаемые результаты показывают, что нагрев образца неравномерен по его длине, а изменения в зависимостях, полученных во время электрического импульса для разных значений величины тока, более четко выражены.

Кроме прямого подключения металлической заготовки к источнику электричества проводили исследования по влиянию вихревых токов, формируемых установленной вблизи исследуемого проводника индуктивностью, на которую подаются высокочастотные электрические импульсы [11, 12]. Действие вихревых токов при этом проявляется в виде сбросов механического напряжения в моменты подачи импульсов. Величина таких сбросов пропорциональна амплитуде электрических импульсов.

Обработка вихретоковым воздействием обеспечивает улучшение усталостной стойкости алюминиевых сплавов, но чрезмерная длительность такой обработки приводит уже не к увеличению, а к снижению усталостной прочности. Такую особенность можно рассматривать как следствие общих закономерностей циклической усталости: при кратковременном воздействии проявляются эффекты упрочнения и заживления поверхностных трещин, а при длительном воздействии циклических нагрузжений проявляются эффекты сверхмногоциклового (гигацикловой) усталости, которую обычно связывают с активизацией внутренних (заглубленных) дефектов материала.

Еще более сложный характер происходящих процессов на испытываемых образцах проявляется в случае одновременного воздействия нескольких внешних влияющих факторов, напри-

мер, электрических импульсов и высокочастотного облучения [1, 13] или электрических импульсов и ультразвука [14]. Воздействие ультразвуковых импульсов оказывает на нагружаемый образец действие, сходное с действием электрических импульсов [15].

Среди важных результатов работы [14] следует отметить, что действие электрических импульсов проявляется сходным образом как в области пластических, так и в области упругих деформаций. Это показывает, что при исследовании физических процессов в проводнике при действии импульсного тока можно проводить испытания в условиях отсутствия статического нагружения и при относительно малых амплитудах электрических импульсов.

Низкое быстродействие измерительной системы не позволяет получить информацию о быстрых механических процессах в образце. Для исследования динамики происхождения деформационных процессов следует максимально упростить условие эксперимента. При этом можно исключить влияние статического нагружения и использовать измерительную аппаратуру, обеспечивающую анализ быстротекущих механических и электрических процессов в отдельном металлическом образце. Такие упрощенные эксперименты показывают наличие деформационного отклика на воздействие электрических импульсов, приложенных к образцам из различных металлов и сплавов.

Для объяснения процессов деформации проводника в условиях воздействия электрического импульса было предложено много различных физических механизмов. Приложенное электрическое поле может преобразовываться в механические перемещения (деформации) проводника на основе перечисленных ниже физических явлений.

Рассмотрим предлагаемые механизмы электроимпульсной деформации. В работе [16] электропластический эффект рассматривается как частный случай анизотропного межзернового перемещения (AGM) материала образца. Эффект AGM является следствием постоянного тока, вызванного эффектом увлечения электронов поверхностными плазмонными поляритонами в поверхностном слое металла. Электроны передают свой импульс границе зерна и облегчают перемещение этой границы. Этот процесс является объяснением эффективности применения электрического воздействия при волочении металлической проволоки. В работе [16] отмечено, что кроме электропластического эффекта при волочении заметное влияние оказывает и пондеромоторный эффект. На улучшение структуры материала при этом оказывает влияние также эффект Стюарта-Голмана. Последнее утверждение вызывает сомнения, поскольку

ку внешние приложенные электрические воздействия несопоставимо больше возможных электрических напряжений, генерируемых в материале образца при торможении последнего. Отметим указание автора на линейный характер зависимости величины электропластического эффекта от величины тока и отсутствие этого эффекта при воздействии переменным током.

Как показывают эксперименты, сравнительно плавные изменения напряжения при воздействии переменного тока отличаются от действия электрических импульсов, когда динамические механические напряжения генерируются именно в моменты начала переднего и заднего фронтов электрического импульса.

Взаимодействие электронного ветра с дислокациями описывает механическое взаимодействие электронов с атомами и дефектами кристаллической решетки, оно является основной причиной деформационных процессов в образцах при действии электрических импульсов [17]. По мнению авторов эффективность воздействия электрических импульсов при холодном волочении, залечивании трещин и дефектов, а также уменьшение размеров зерен материалов связаны с действием электропластичности, электромиграции, перекристаллизации, фазовыми превращениями и механическим взаимодействием электронов с атомами и дислокациями.

Для объяснения механизмов механического действия электрических импульсов также было предложено использовать динамический пинч-эффект, последствия скин-эффекта, магнитогидродинамические процессы, которые связаны с эффектом Холла [18, 19].

Предлагаемые гипотезы не позволяют непротиворечиво описать механическое действие электрического импульса с учетом линейности,

зависимости от полярности и активным проявлением действующих сил в условиях малой величины протекающего тока.

Экспериментальные результаты

Для упрощения анализа динамических деформаций в образце при пропускании импульсного тока рассмотрим результаты испытаний в условиях отсутствия статического нагружения образца и при относительно малых амплитудах приложенного к образцу электрического импульса. Пониженный уровень электрического воздействия позволяет исключить влияние пластической деформации. Для контроля динамических сил на поверхности образца можно использовать высокочастотный акселерометр, закрепленный на поверхности образца.

Использование трехкомпонентного акселерометра позволяет следить за осевой a_A и радиальной a_R компонентами ускорения. Динамику изменения ускорения на поверхности образца можно синхронизировать с одновременными изменениями тока через образец. Значение тока контролируется по измерениям индукции магнитного поля около образца. Контроль магнитной индукции B выполняется бесконтактным датчиком Холла с высокой скоростью отклика. Измерения выполняются с использованием многоканального синхронного модуля сбора данных с частотой дискретизации более 100 кГц.

На рис. 1 представлена типичная зависимость изменения магнитной индукции. Отметим наличие скачкообразных изменений магнитной индукции в моменты, соответствующие началу переднего и заднего фронтов приложенного электрического импульса. Амплитуда таких скачков для переднего и заднего фронтов оказывается одинаковой, а знак изменения противоположным.

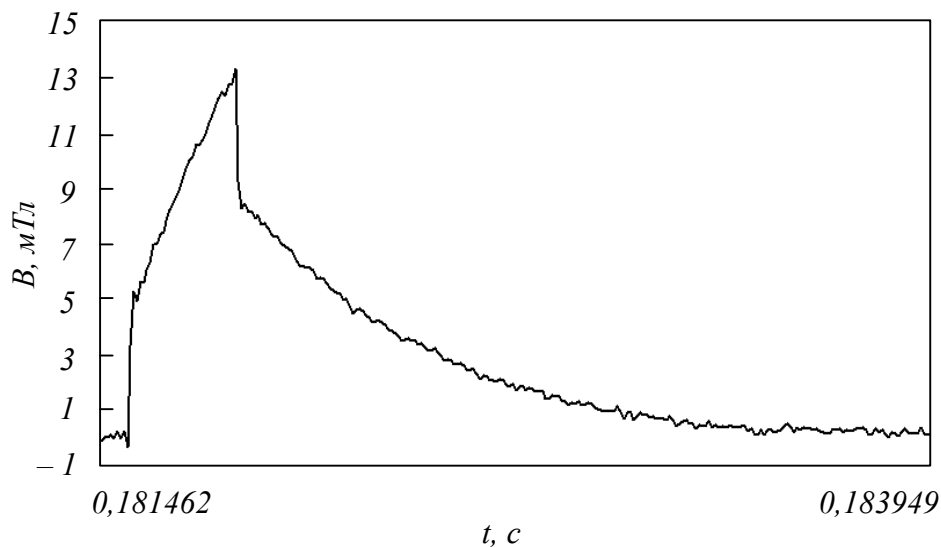


Рис. 1. Зависимость изменения магнитной индукции около медного образца (диам. 3 мм)

После скачкообразного изменения наблюдается плавное увеличение магнитной индукции, связанное с наличием собственной индуктивности проводника и влиянием скин-эффекта. Такие плавные изменения по величине хорошо согласуются с оценками, получаемыми для рассматриваемой цепи при использовании моделей с учетом индуктивности и скин-эффекта. Величина скачкообразных изменений в начальные моменты переднего и заднего фронта электрического импульса зависит не только от амплитуды приложенного импульса, но и от материала металлического образца и его геометрических размеров. Значительное изменение амплитуды таких скачкообразных изменений от выбора материала образца (сталь, алюминий, медь, серебро, золото, титан) при равенстве остальных условий эксперимента позволяет исключить возможность прямой наводки от приложенного электрического импульса на цепи измерительных датчиков.

На рис. 2 приведены синхронные зависимости изменения магнитной индукции и радиальной компоненты ускорения для образца из стали. В этом случае амплитуда скачкообразных изменений сравнительно мала. Приведенная зависимость показывает, что формируемые силовые воздействия привязаны к начальным моментам t_1 и t_2 соответственно переднего и заднего фронтов приложенного импульса. После этих моментов в материале образца формируются затухающие колебания.

Такие колебания при большой длительности электрического импульса близки по форме, но имеют противоположный знак. Если длительность импульса менее нескольких миллисекунд, колебания от начальных моментов переднего и заднего фронтов складываются. В этом случае в

зависимости от соотношения фаз возможно получение большой амплитуды при малой длительности электрического импульса [20].

Увеличение амплитуды при сложении колебаний от переднего и заднего фронтов наблюдается при длительности порядка 100 – 200 мкс. Этот результат можно рассматривать как обоснование оптимальности выбора такой длительности при выполнении обработки металла с использованием электропластического эффекта. Наблюдаемые колебательные процессы, привязанные к моментам времени t_1 и t_2 по своему характеру близки к результату воздействия в эти моменты механических ударных процессов малой длительности, причем такие ударные процессы имеют близкие амплитуды и противоположны по знаку. В некоторых случаях такие ударные импульсы заметны в записываемых сигналах ускорения. Длительность таких ударных воздействий не превышает 10 – 20 мкс, что близко к пределу разрешения по частоте дискретизации использованной измерительной системы.

Большинство предположений, касающихся механизмов возникновения деформаций при действии электрического импульса на образец, в качестве следствия описывают неполярный характер отклика на электрическое воздействие. Другими словами, формируемые динамические деформации не должны зависеть от знака приложенного напряжения. Для экспериментальной проверки этого вывода к металлическому образцу были приложены электрические импульсы с чередующейся полярностью и одинаковой амплитудой. Сигналы магнитной индукции показывают действие электрических импульсов в противоположных направлениях. Последова-

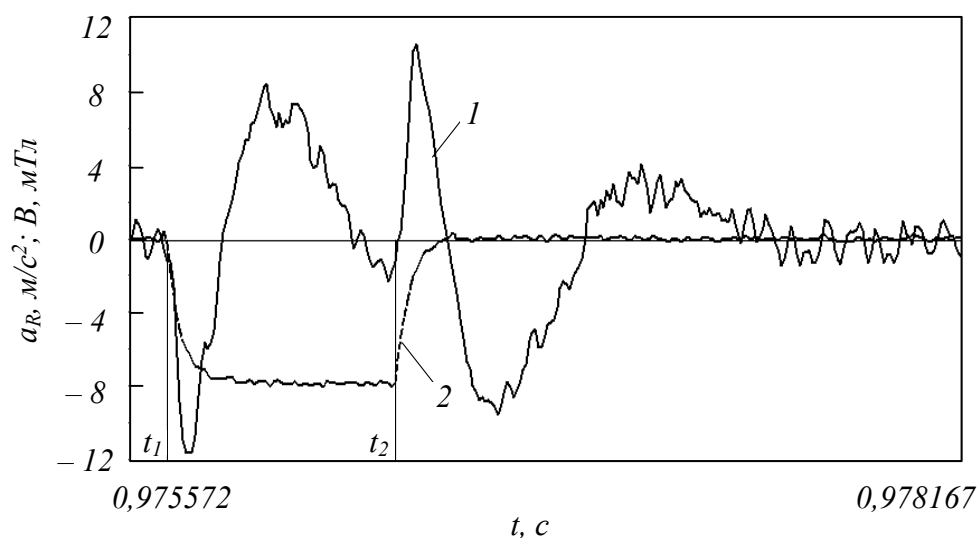


Рис. 2. Сигналы ускорения (1) и магнитной индукции (2) при воздействии электрического импульса на образец из нержавеющей стали (диам. 3 мм)

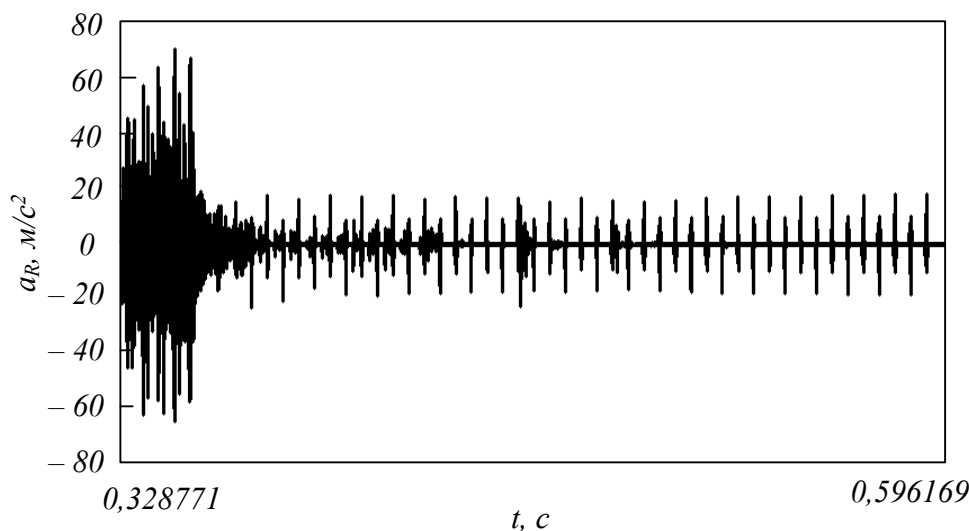


Рис. 3. Радиальное ускорение (золото, диам. 1 мм) для импульсов чередующейся полярности

тельные импульсы вызывают нагревание образца (не более чем до 80 – 100 °С), что сопровождается некоторым увеличением сопротивления образца и соответствующим снижением тока и магнитной индукции.

Для представленного пакета импульсов была выполнена запись сигналов ускорения радиальной и осевой составляющих. Зависимость радиальных ускорений представлена на рис. 3. Отклик по осевым ускорениям незначительно увеличивается, что можно объяснить нагревом проводника, а отклик радиальных ускорений сначала увеличивается, а затем снижается. Изменения радиальной и осевой вибрации в процессе воздействия пакета импульсов показывает сложный характер процесса деформации проводника. Различия в характере зависимостей показывают, что получаемые результаты не являются следствием прямых помех от приложенного электрического импульса цепи подключения датчиков.

В условиях воздействия сравнительно малых токов (средняя плотность тока порядка 300 А/мм²) наблюдаются значительные динамические силы, соответствующие перегрузкам до 10g, и перемещения с амплитудой в десятки микрометров.

Проведенные эксперименты показали похожие по характеру результаты для различных материалов образца (медь, сталь, серебро, золото). Получаемые при этом отличия носят количественный, а не качественный характер. Это свидетельствует об общей природе происходящих при этом процессов преобразования действия электрического импульса в деформации металлического образца.

Обсуждение механической реакции проводника на пропускание тока

Проведенные эксперименты позволили снизить возможное влияние дополнительных внеш-

них воздействий на результаты измерений. Примером таких внешних воздействий является дополнительное статическое или квазистатическое нагружение в виде сжатия или растяжения, ведущее к появлению пластической деформации. Исключение такого влияния упрощает условия исследования процесса, но и в таких условиях поведение металла при пропускании электрических импульсов остается достаточно сложным. Такое поведение не удастся описать не только количественно, но и качественно существующими теориями формирования динамических деформаций в результате воздействия электрических импульсов. Некоторые особенности могут получить удовлетворительное объяснение. Примером служат особенности наблюдаемых процессов нелинейной зависимости от длительности импульса.

В других случаях еще предстоит описать физические процессы, происходящие при действии электрического импульса. Примером может быть генерация механического «удара в моменты начала и окончания» приложенного электрического импульса.

Следует отметить, что генерация механического ударного процесса в начальный момент электрического импульса ограничивает возможность использования гипотез, основанных на действии электрического тока и создаваемого при этом магнитного поля, поскольку в этот момент величина тока близка к нулевому значению.

Наблюдаемые скачкообразные изменения магнитного поля могут быть получены дополнением эквивалентной схемы объекта, включающей индуктивности, собственные сопротивления, паразитные емкости и эквивалентные схемы, моделирующие скин-эффект, дополнительным дифференцирующим элементом. Физический смысл такого дифференцирующего элемента остается пока неопределенным.

Линейная зависимость динамического механического отклика от амплитуды приложенного электрического импульса независимо от полярности также показывает, что такие процессы как динамический нагрев или пинч-эффект не являются определяющими. Зависимость от полярности электрического импульса ограничивает возможность объяснения на основе влияния скин-эффекта или поверхностной поляризации металла.

Наблюдаемые процессы проявляются в широком диапазоне амплитуд электрического воздействия, в том числе и при малых уровнях, недостаточных для заметной пластической деформации. В связи с этим возникает вопрос о наличии синергизма механизма возбуждения механических деформаций и процессов, связанных с пластической деформацией, или синергизма действия динамических сил, генерируемых в виде затухающих вибрационных колебаний и статического нагружения материала. Дальнейшее исследование этих вопросов необходимо для понимания и оптимизации применяемых режимов электроимпульсной обработки, используемой при выполнении упрочнения, металлообработки и разработке методов неразрушающего контроля металлических материалов и конструктивных элементов различного оборудования.

Выводы

Полученные экспериментальные данные о формировании динамических вибрационных процессов в металлических образцах при пропускании импульсного электрического тока показывают наличие несоответствия имеющихся гипотез механизмов электродеформации и электропластичности. Предложенная методика проведения экспериментов позволяет снизить влияние на результаты множества различных процессов, происходящих в различных материалах и различных внешних условиях, и показывает наличие общего механизма формирования механического действия импульсного тока. Такое действие характеризуется линейной зависимостью от амплитуды электрического импульса и зависит от его полярности. Данный механизм должен включать затухающие колебательные или аperiodические динамические процессы, учитывающие быстрые изменения динамических сил, которые затруднительно анализировать по результатам низкочастотного контроля перемещений (деформаций) поверхностного слоя металлического образца.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Воздействия импульсами тока и СВЧ-излучением на конструкционные материалы. Электродинамические и электрохимические эффекты в проводниках / О.А. Троицкий, В.И. Стащенко, В.С. Савенко, О.Б. Скворцов, С.Д. Самуйлов, Е.А. Правоторова, В.С. Терещук. – М.: Изд-во «Ким Л.А.», 2019. – 278 с.
2. Троицкий О.А. Электропластический эффект в металлах // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. 2018. № 9. С. 65 – 76.
3. Osamudiamen O., Arunansu H., Rongshan Q. Macroscopic characterization of mechanical properties in electric current treated dry drawn high strength wires // MRS Advances. 2017. Vol. 17. No. 2 (17). P. 963 – 974.
4. Okazaki K., Kagawa M., Conrad H. Additional results on the electroplastic effect in metals // Scripta metallurgica. 1979. Vol. 13. P. 277 – 280.
5. Батаронов И.Л. Механизмы электропластичности // Соросовский образовательный журнал. 1999. № 10. С. 93 – 99.
6. Lahiri A., Shanthraj P., Roters F. Understanding the mechanisms of electroplasticity from a crystal plasticity perspective. Modelling Simul // Mater. Sci. Eng. 2019. No. 27. P. 28.
7. Yu-chen Liu, Shih-kang Lin. A critical review on the electromigration effect, the electroplastic effect, and perspectives on effect of electric current upon alloy phase stability // JOM. 2019. Vol. 71. P. 45.
8. Sprecher A.F., Mannan S.L., Conrad H. Overview no. 49: On the mechanisms for the electroplastic effect in metals // Acta Metallurgica. 1986. Vol. 34. No. 7. P. 1145 – 1162.
9. Andre D., Burlet T., Körkemeyer F., Gerstein G., Sandlöbes-Haut S., Korte-Kerzel S. Investigation of the electroplastic effect using nanoindentation // Materials & Design. 2019. Vol. 183. P. 1 – 10.
10. Gennari C., Pezzato L., Simonetto E., Gobbo R., Forzan M., Calliari I. Investigation of electroplastic effect on four grades of duplex stainless steels // Materials. 2019. No. 12. P. 18.
11. Unger J., Stiemer M., Walden L., Bach F., Blum H., Svendsen B. On the effect of current pulses on the material behavior during electromagnetic metal forming. – In book: 2nd International Conference on High Speed Forming. 2006. P. 23 – 32.
12. Mohin M.A., Toofanny H., Babutskyi A., Lewis A., Xu Y.G., Effect of electromagnetic treatment on fatigue resistance of 2011 aluminum alloy // Journal of modeling. 2016. Vol. 7. No. 3. P. 1 – 6.
13. Troitskiy O.A., Stashenko V.I. Combined effect of the electric current magnetic field and microwave radiation during the deformation of the stainless steel. Consolidation 2016. – In book: IOP Publishing IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. 2017. No. art. 218.

14. Chen Ye. The effect of ultrasonic waves on tensile behavior of metal. – University of Windsor, 2016. – 121 p.
15. Sedaghat H., Xu W., Zhang L. Ultrasonic vibration-assisted metal forming: Constitutive modeling of acoustoplasticity and applications // Journal of Materials Processing Tech. 2019. Vol. 265. P. 122 – 129.
16. Makin V.S. Control the metal grain boundary recrystallization evolution by the laser radiation electric field strength direction under cyclic thermal loading. – In book: Materials Science. 2017. P. 161 – 174.
17. Zhu Y., To S., Lee W., Liu X., Jiang Y., Tang G. Electropulsing-induced phase transformations in a Zn–Al-based alloy // J. Mater. Res. 2009. Vol. 24. No. 8. P. 2661 – 2669.
18. Суркаев А.Л. Возникновение магнитогидродинамических возмущений в металлических проводниках при протекании импульса прямого тока // Журнал технической физики. 2015. Т. 85. № 7. С. 37 – 44.
19. Skal A.S. The full Lorentz force formula responsible for turbulence in solids and fluids and explained Faraday’s paradox // International Journal of Scientific & Engineering Research. 2013. Vol. 4. No. 2. P. 10 – 16.
20. Troickij O.A., Skvorcov O.B., Pravotorova E.A., Stashenko V.I. Analysis of the Relationships for the Vibrational Response to the Excitation of Vibro-Acoustic Processes in Conductors from the Action of a Pulsed Current. – In book: 15th International School-Conference “New materials – Materials of innovative energy: development, characterization methods and application“. – KnE Materials Science. 2018. P. 611 – 620.

© 2020 г. *О.Б. Скворцов, В.И. Сташенко, О.А. Троицкий*
Поступила 3 февраля 2020 г.

УДК 621.793.74

ВЛИЯНИЕ УПРОЧНЯЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЧУГУНА

Е.А. Будовских, В.В. Шляров, А.А. Абатурова, Д.В. Загуляев, В.Е. Громов

E-mail: budovskikh@mail.ru

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

Аннотация. Проведен анализ структуры и микротвердости детали из жаро- и кислотостойкого чугуна марки ЧЯ после электровзрывной обработки внутренней цилиндрической поверхности. Выбран оптимальный режим обработки, для которого характерно образование термически стабильного слоя с повышенной в 1,8 раза микротвердостью глубиной около 40 мкм; частичное растворение в упрочненном слое крупных включений графита и колоний эвтектики, по которым происходит разрушение детали; образование на поверхности припеченного слоя твердой смазки мелкодисперсного графита; создание дополнительного рельефа изнашиваемой поверхности, облегчающее приработку сопрягаемых поверхностей.

Ключевые слова: чугун с вермикулярным графитом, фреттинг-коррозия, электровзрывное легирование, микроструктура, микротвердость.

INFLUENCE OF STRENGTHENING ELECTROEXPLOSIVE TREATMENT ON MECHANICAL CHARACTERISTICS OF CAST IRON

E.A. Budovskikh, V.V. Shlyarov, A.A. Abaturova, D.V. Zagulyaev, V.E. Gromov

E-mail: budovskikh@mail.ru

Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

Abstract. The analysis of the structure and microhardness of a part made of heat and acid resistant cast iron grade CHYA after electroexplosive treatment of the internal cylindrical surface of the “sphere” part. The optimal processing mode is selected, which is characterized by the formation of a thermally stable layer with a 1.8-fold increased microhardness depth of about 40 microns; partial dissolution in the hardened layer of large graphite inclusions and eutectic colonies, which cause the destruction of the part; the formation of a fine graphite on the surface of a baked layer of solid lubricant; creating an additional relief of the wear surface, which facilitates the running-in of the mating surfaces.

Keywords: cast iron with vermicular graphite, fretting corrosion, electroexplosive treatment, microstructure, microhardness.

Введение

Повышение эксплуатационных требований к материалам постоянно стимулирует разработки в области поверхностного легирования. Традиционные способы химико-термической обработки – это энергоемкие и длительные процессы. В последние годы все более широкое применение находят новые способы упрочнения металлов и сплавов, основанные на использовании концентрированных потоков энергии. Их воздействие может иметь локальный и импульсный характер, что позволяет проводить обработку металлов и сплавов с оплавлением поверхности [1 – 3].

В настоящее время экспериментально показано, что эффективным инструментом поверхностного упрочнения могут служить многофазные плазменные струи продуктов электрического взрыва проводников. Электровзрывное легирование (ЭВЛ) с оплавлением поверхности позволяет сократить время обработки. Возможно встраивание соответствующего оборудования для ЭВЛ в единую технологическую цепь изготовления деталей. Оборудование для ЭВЛ характеризуется малой операционностью, совмещает локальное тепловое воздействие на поверхность и ее насыщение легирующими добавками, которые задаются выбором

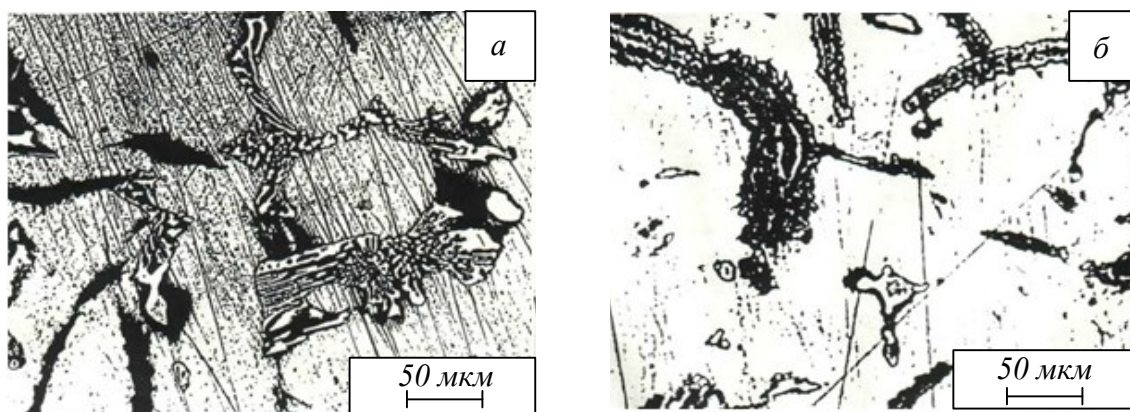


Рис. 1. Микрофотографии структуры сердцевины детали «сфера» до (а) и после (б) высокотемпературного отжига

из широкого круга материалов взрывааемых проводников и порошковых навесок различных соединений, вносимых в область взрыва.

В настоящей работе упрочняющей электро-взрывной обработке подвергали внутреннюю цилиндрическую поверхность детали «сфера» форсунки газотурбинного двигателя, испытывающую разрушение при работе в условиях фреттинг-коррозии в окислительной среде.

Материал и методики проведения исследований

Материал детали – отливка из жаро- и кислотостойкого чугуна марки ЧЯ по ОСТ 190077 – 72 с аустенитной структурой металлической основы, вермикулярным графитом и фосфидно-карбидной эвтектикой (рис. 1, а).

Сочетание высоких литейных, механических и теплофизических характеристик чугуна делает его перспективным материалом для отливок ответственного назначения, например, для применения при высоких температурах в условиях фреттинг-коррозии [4, 5]. Внутренний диаметр детали составлял 27 мм, высота – 18 мм, твердость – 120 – 197 НВ, температура эксплуатации – 600 °С. Сопрягаемая деталь – гайка форсунки из коррозионно-стойкой стали ЭИ 961-Ш по ТУ 14-1-3297 – 82 с азотированной на глубину 0,1 – 0,3 мм поверхностью. При фреттинг-коррозии происходит изнашивание при колебательных перемещениях порядка нескольких десятков микрометров со скоростью в пределах нескольких миллиметров в секунду одной поверхности относительно другой в условиях воздействия малоагрессивной коррозионной среды, например воздуха. Процесс разрушения представляет собой диспергирование поверхности без удаления продуктов изнашивания, которые не могут выйти из зоны действительного контакта, подвергаются быстрому окислению, оказывают высокое давление и абразивное действие на основной металл. Дополнительным источником повреждений

может являться возникающее в процессе эксплуатации детали схватывание сопряженных металлов.

В качестве взрывааемого проводника использовали углеродные волокна. Импульсную плазменную обработку проводили при движении плазменной струи напролет. Для этого деталь закрепляли соосно каналу сопла, диаметр которого, равный 20 мм, был меньше, чем внутренний диаметр детали. Расстояние от детали до среза сопла (15 мм) подбирали таким, чтобы истекающая из канала плазменная струя расширялась до внутреннего диаметра детали и рабочая поверхность обрабатывалась равномерно по высоте. Обработку осуществляли по трем подобранным экспериментально режимам: режим I обеспечивал воздействие плазменной струи на деталь на пороге оплавления ее поверхности, режим II вызывал минимальное оплавление, режим III обеспечивал более сильное оплавление. Появление оплавления поверхности контролировали путем осмотра детали с помощью микроскопа.

Обработанные детали разрезали на образцы, часть которых отжигали в камерной печи на воздухе при температурах 300, 400, 500, 600 и 700 °С в течение 1 ч. После этого готовили косые шлифы и проводили металлографические исследования.

Результаты

Исследования показали, что обработка детали по режиму I сохраняла исходную топографию поверхности, имеющую характерный вид регулярных кольцевых канавок после механической обработки резцом по седьмому классу. В приповерхностном слое было заметно частичное растворение колоний фосфидно-карбидной эвтектики при кратковременном плазменном нагреве.

Обработка по режиму II вызывала оплавление вершин исходного рельефа поверхности на глубину порядка нескольких микрометров. В зоне термического влияния наблюдали незначительное растворение эвтектики.

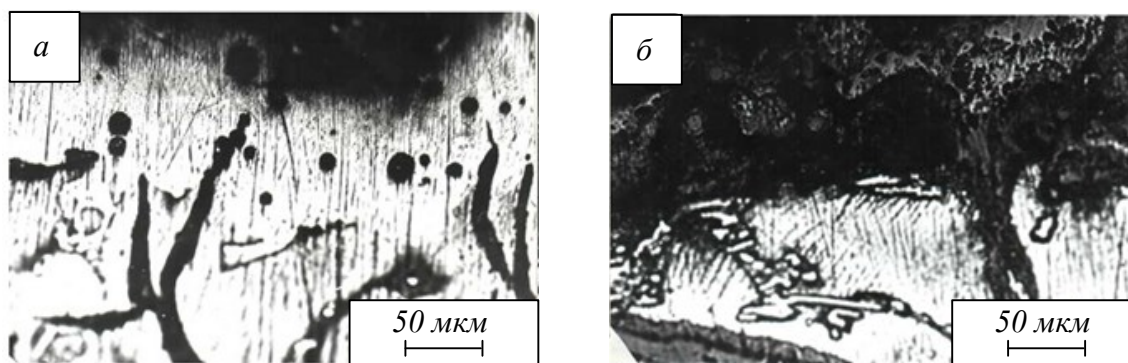


Рис. 2. Микрофотографии структуры модифицированного слоя детали «сфера» после электровзрывной обработки (а) и дополнительного высокотемпературного отжига (б)

Обработка по режиму III вызывала оплавление поверхностного слоя детали на глубину около 30 мкм и частичное продольное разрушение выпуклостей исходного рельефа. При этом регулярность в расположении канавок от обработки резцом и класс чистоты обработки сохранялись. Травление шлифа выявило ровную границу зоны оплавления с основой. В слое, закаленном из жидкого состояния, эвтектические колонии растворялись, а включения графита приобретали шаровидную форму (рис. 2, а). Наблюдали их незначительное диспергирование.

Микротвердость у поверхности увеличивалась до 3,1 ГПа, на глубине около 80 мкм снижалась до исходного значения 1,65 – 1,80 ГПа (рис. 3). После отпуска при всех указанных температурах микротвердость в слое сохранялась в пределах 2,90 – 3,15 ГПа (рис. 4). После отпуска, начиная с температуры 500 °С и выше, в основе наблюдали появление темной оторочки вокруг включений графита (рис. 2, б), а химическая травимость модифицированного слоя сильно возрастала. Графит частично растворялся, появлялись светлые области неправильной вытянутой формы, по-видимому, оксиды (рис. 2, б). Микротвердость ниже границы оплавления снижалась более резко, чем до отпуска.

В зоне легирования вследствие растворения эвтектики и графита происходило насыщение расплава углеродом. Дополнительное легирование расплава вызывало его взаимодействие с плазменным и конденсированным компонентами струи продуктов взрыва. Взаимодействие с расплавом быстро движущейся вдоль обрабатываемой поверхности плазменной струи приводило к перемешиванию и гомогенизации расплава, о чем свидетельствовало диспергирование вермикулярных включений графита. При высоких температурах отпуска сохранение высокого уровня микротвердости может быть обусловлено образованием оксидов.

При всех указанных режимах обработки поверхность детали покрывалась слоем мелкодисперсного графита, образующего с обрабатываемой поверхностью металлургическую связь. Слой облегчал отвод продуктов изнашивания, улучшение передачи нагрузок, снижение сопротивления трению. Недостатком графита в качестве твердой смазки является его заметное окисление при температуре эксплуатации детали, поэтому графитовое покрытие могло эффективно выполнять свои функции непродолжительное время. Однако известно, что повреждение поверхностей происходит уже на стадии приработки пары трения. Слой твер-

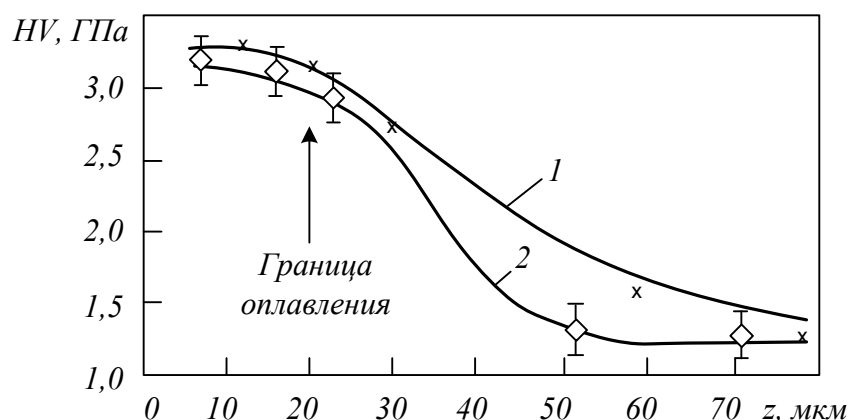


Рис. 3. Распределение по глубине (z) микротвердости модифицированного слоя детали «сфера»: 1 – исходное состояние; 2 – после ЭВЛ

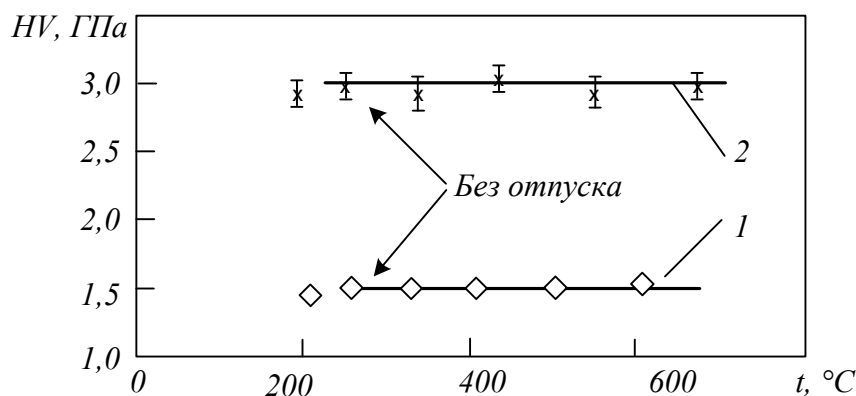


Рис. 4. Зависимость микротвердости металлической основы (1) и модифицированного слоя (2) чугунной детали от температуры отпуска

дой смазки графита, предупреждая непосредственный контакт металлов, ускорял приработку поверхностей трения, увеличивая долговечность детали.

Рентгенофазовый анализ, который проводили на механически очищенных от графита образцах до электровзрывной обработки, после нее и после электровзрывной обработки и последующего отпуска, показал наличие текстуры аустенитной металлической основы в модифицированном слое. После отпуска наблюдали уменьшение ширины дифракционных пиков, а также появление в упрочненном слое оксидов $\beta\text{-Fe}_2\text{O}_3 \cdot \text{H}_2\text{O}$, $\beta\text{-Fe}_2\text{O}_3$ и Fe_3O_4 .

Частичное продольное разрушение регулярного рельефа модифицированных поверхностей увеличивало возможности отвода продуктов изнашивания с фактической площади контакта трущихся деталей и, следовательно, должно было уменьшать величину нормальной нагрузки со стороны сопрягаемой детали.

По результатам исследований в качестве оптимального выбран режим III, для которого характерна наибольшая глубина упрочненного слоя. В этом режиме была обработана партия деталей для испытания в условиях эксплуатации, наблюдалось увеличение срока их службы на 30 %.

Выводы

Для электровзрывной обработки характерен ряд факторов, способных повысить устойчивость поверхности детали против фреттинг-коррозии. Наблюдаются образование термически стабильного слоя с повышенной в 1,8 раза микротвердостью глубиной около 40 мкм; частичное растворение в упрочненном слое крупных включений графита и колоний эвтектики, по которым происходит раз-

рушение детали; образование на поверхности припеченного слоя твердой смазки мелкодисперсного графита; создание дополнительного рельефа изнашиваемой поверхности, облегчающее приработку сопрягаемых поверхностей.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Физические основы электровзрывного легирования металлов и сплавов / А.Я. Багаутдинов, Е.А. Будовских, Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2007. – 304 с.
2. Романов Д.А., Громов В.Е., Будовских Е.А., Иванов Ю.Ф. Закономерности формирования структурно-фазовых состояний на поверхности металлов и сплавов при электровзрывном легировании // Успехи физики металлов. 2015. Т. 16. № 2. С. 119 – 157.
3. Формирование структуры, фазового состава и свойств поверхности титановых сплавов при электровзрывном легировании и последующей электронно-пучковой обработке / С.В. Райков, Е.А. Будовских, В.Е. Громов, Ю.Ф. Иванов, Е.С. Ващук. – Новокузнецк: Полиграфист, 2015. – 290 с.
4. Гаркунов Д.Н., Мельников Э.Л., Гаврилюк В.С. Триботехника. – М.: КНОРУС, 2013. – 408 с.
5. Дроздов Ю.Н., Юдин Е.Г., Белов А.И. Прикладная трибология (трение, износ и смазка). – М.: Эко-Пресс, 2010. – 604 с.

© 2020 г. Е.А. Будовских, В.В. Шляров,
А.А. Абатурова, Д.В. Загуляев,
В.Е. Громов
Поступила 3 февраля 2020 г.

УДК 669.2/.8.018.58

ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПАРАМАГНИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ В МАГНИТНОМ ПОЛЕ

В.В. Шляров, Д.В. Загуляев

E-mail: shlyarov@mail.ru

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

Аннотация. Работа посвящена анализу влияния слабых постоянных магнитных полей с индукцией до 0,6 Тл на прочностные и пластические характеристики парамагнитных материалов (поликристаллические технически чистые титан и алюминий). В ходе работы установлено, что слабые магнитные поля могут на качественном уровне повлиять на пластические характеристики исследуемых материалов. Эффект влияния магнитного поля линейно зависит от индукции магнитного поля и количественно характеризуется изменением микротвердости поликристаллических технически чистых титана и алюминия. Приведен сравнительный анализ изменения скорости стационарной ползучести в магнитном поле 0,4 Тл для титана и алюминия.

Ключевые слова: магнитное поле, технически чистый титан, технически чистый алюминий, микротвердость, ползучесть, парамагнитные материалы, поликристаллические металлы, индукция магнитного поля.

CHANGE OF MECHANICAL CHARACTERISTICS OF POLYCRYSTALLINE PARAMAGNETIC MATERIALS IN A MAGNETIC FIELD

V.V. Shlyarov, D.V. Zagulyaev

E-mail: shlyarov@mail.ru

Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

Abstract. The work is devoted to the analysis of the influence of weak constant magnetic fields with induction up to 0.6 T on the strength and plastic characteristics of paramagnetic materials, in this case polycrystalline technical pure titanium and aluminum. In the course of the work, it was found that weak magnetic fields can qualitatively affect the plastic characteristics of the materials under study. The effect of the magnetic field linearly depended on the induction of the magnetic field and was quantitatively characterized by a change in the microhardness of polycrystalline technically pure titanium and polycrystalline technically pure aluminum. A comparative analysis of the change in the stationary creep rate in a magnetic field of 0.4 T for titanium and aluminum is presented.

Keywords: magnetic field, technically pure titanium, technically pure aluminum, microhardness, creep, paramagnetic metals, polycrystalline metals, magnetic field induction.

Введение

В настоящее время в научном сообществе активно изучаются вопросы влияния внешних энергетических воздействий на структуру и физико-механические свойства металлов и сплавов. Результаты экспериментальных исследований показали, что применение внешних энергетических полей (электрических [1], электромагнитных [2], ультразвуковых [3] и микроволновых [4]) может на качественном уровне влиять на структуру и механические свойства материалов. Прогрессивным методом модификации материалов является воздействие постоянными и

импульсными магнитными полями. Достаточно хорошо изучены вопросы влияния магнитных полей на ферромагнитные материалы [5 – 7]. Установлено, что при определенных режимах обработки импульсные магнитные поля можно использовать подобно интенсивной пластической деформации для создания необходимой микроструктуры, но при этом сохранять первоначальные размеры и форму заготовки [8]. Хорошо известно, что магнитные поля могут в значительной степени изменять кинетику процесса кристаллизации, инициировать фазовые переходы, оказывать влияние на конечную структуру и

другие свойства при обработке материалов [9, 10]. Однако текущие исследования концентрируются в основном на эффектах магнитной обработки во время затвердевания и нагрева, поскольку в этих условиях магнитные поля могут способствовать измельчению зерна [11 – 13]. Научным коллективом, изучающим влияние импульсного магнитного поля на микроструктуру и свойства композитов Al – Zn – Mg – Cu, было установлено, что плотности дислокаций в обработанных образцах возрастают с увеличением индукции магнитного поля, а магнитопластический эффект определяется как основная причина подобных явлений. Существует теория о том, что магнитное поле способствует изменению спинового состояния системы атомов из синглетного в триплетное состояние, что способствует откреплению дислокаций от точечных дефектов [14, 15]. Ведутся работы по исследованию влияния магнитных полей на твердые металлы и сплавы при комнатной температуре. В качестве примера в работе [16] рассмотрено влияние внешнего магнитного поля на сплав титана TC4 и установлено, что магнитное поле может способствовать фазовому превращению из β - в α -фазу, сопровождающемуся увеличением плотности дислокаций. В настоящей работе рассматривается влияние магнитного поля с индукцией до 0,6 Тл на механические свойства парамагнитных металлов. К парамагнетикам относятся материалы, которые имеют малую магнитную проницаемость, но большую, чем в вакууме, слабо намагничиваются и втягиваются магнитным полем. К парамагнетикам относятся металлы, атомы которых имеют нечетное число валентных электронов (калий, натрий, алюминий и др.), переходные металлы (молибден, вольфрам, титан, платина и др.) с недостроенными электронными оболочками атомов. В качестве исследуемых металлов выступают поликристаллический технически чистый титан марки BT1-0 и поликристаллический технически чистый алюминий марки А85. Были исследованы такие характеристики, как микротвердость и скорость ползучести, определяемая на линейной стадии процесса, в условиях воздействия магнитными полями.

Методики проведения исследований

В качестве источника магнитного поля используют электромагнит. Регулировку индукции осуществляют путем изменения силы тока, протекающего по катушкам. Измерения значений индукции магнитного поля проводят миллитесламетром ТПУ с точностью до 0,01 мТл. Значение индукции варьируют в интервале 0 – 0,6 Тл (при этом сила тока варьируется в интервале 0,18 – 6,20 А). Об изменении пластических характеристик материа-

ла свидетельствует изменение микротвердости и скорости ползучести образцов при различных параметрах обработки магнитным полем.

Измерения микротвердости проводят по методу Виккерса, в соответствии с требованиями ГОСТ 9450 – 76 «Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников» по методу восстановленного отпечатка (основной) с помощью четырехгранной пирамиды с квадратным основанием (микротвердомер HVS-1000). Для измерения микротвердости в работе использовали образцы в виде параллелепипедов размером 0,4×1,0×1,0 см. Образцы располагали в магнитном поле таким образом, чтобы линии индукции были перпендикулярны стороне образца площадью 1 см² и пронизывали ее. Геометрию магнитного поля не меняли во всех испытаниях. Для обработки данных использовали стандартные методы математической статистики. Значения микротвердости усредняли не менее чем по 50 измерениям. Количественно эффект влияния магнитного поля характеризуется относительным изменением микротвердости (Q):

$$Q = \frac{HV - HV_0}{HV_0} 100 \%, \quad (1)$$

где HV – микротвердость образца, выдержанного в магнитном поле; HV_0 – исходное значение микротвердости.

Также проведена оценка скорости ползучести в условиях наложения магнитных полей на образцах, представляющих собой цилиндр, длина которого 250 мм, а диам. – 2,5 мм. Исследован процесс ползучести без воздействия и с воздействием магнитного поля, при этом индукция магнитного поля не изменялась во всей серии испытаний и составляло 0,4 Тл.

Образец закрепляли в зажимах, между которыми находился источник магнитного поля. К подвижному зажиму прикладывали растягивающую силу, которая приводит к пластической деформации. Под действием приложенной силы одновременно с удлинением образца происходит перемещение подвижного зажима, что и фиксировал оптико-механический датчик перемещения с точностью 50 мкм. Сигнал от датчика обрабатывался программой «Мультидлинномер» и сохранялся в виде отдельного текстового файла. Для дальнейшей обработки и анализа полученных данных использован научный пакет Origin Pro 8, математический пакет Microsoft Excel, а также специально разработанная программа для анализа кривой ползучести «Аппроксиматор». Основное внимание уделено стадии установившейся ползучести, скорость на которой постоянна, а зависимость $\epsilon(t)$ и имеет характер

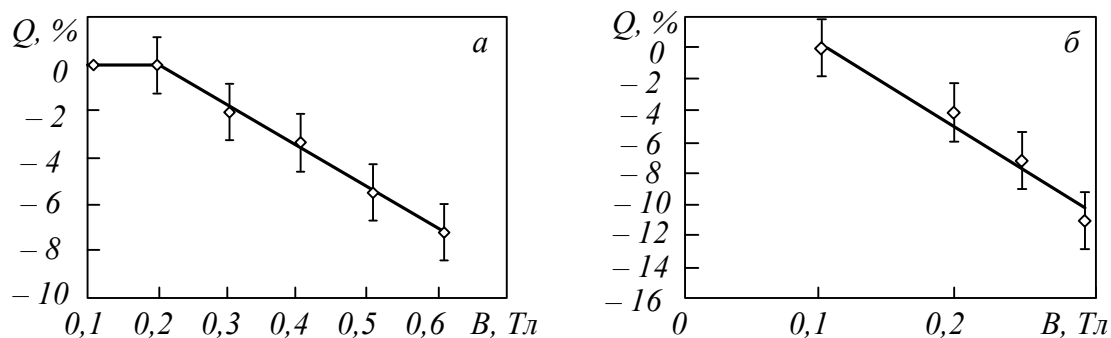


Рис. 1. Зависимость относительного изменения микротвердости от индукции магнитного поля сразу после обработки: а – VT1-0; $0,1 \text{ Тл} \leq B \leq 0,6 \text{ Тл}$; $t = 1,25 \text{ ч}$; б – А85; $0,1 \text{ Тл} \leq B \leq 0,3 \text{ Тл}$; $t = 1,25 \text{ ч}$

прямой и определяется уравнением (2):

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + \varepsilon' t, \quad (2)$$

где ε_0 – обратимая (упругая) деформация; ε' – тангенс угла наклона прямой, характеризующий скорость ползучести; t – время.

Результаты

Рассмотрим начальный эффект влияния магнитного поля (наблюдающийся сразу после обработки) для различных значений индукции при времени выдержки 1,25 ч на микротвердость алюминия А85 и титана VT1-0. Полученные результаты представлены на рис. 1.

Экспериментальные результаты показывают, что при одних и тех же параметрах обработки влияние магнитного поля на алюминий в три раза сильнее, чем на технически чистый титан. В различных парамагнитных материалах наблюдаемые эффекты являются качественно подобными. Поскольку микротвердость является параметром, характеризующим свойства отдельных микроскопических слоев материала, то для более глубокого понимания процессов влияния слабых магнитных полей необходимы исследования, характеризующие изменение объема материала в целом.

В данной связи в работе проведен анализ процесса ползучести поликристаллических алюминия и титана при одновременном наложении магнитного поля. Кривые ползучести, полученные при деформации исследуемых образцов в магнитном поле и без него, содержат стадии логарифмической, установившейся и ускоренной ползучести, что совпадает с общепринятыми представлениями о кинетике данного процесса [17, 18].

Стадии ползучести (в том числе и установившуюся стадию) определяют при помощи программного обеспечения с погрешностью 5 %. Изменение скорости ползучести под действием магнитного поля характеризуется изменением

тангенса угла наклона прямой на стадии установившейся ползучести в сравнении с экспериментальными данными по ползучести без наложения магнитного поля. В общем виде на стадии установившейся ползучести скорость рассчитывается по формуле:

$$\varepsilon' = \frac{\varepsilon_l}{t_l} = \text{tg}\alpha; \quad (3)$$

здесь ε' – скорость ползучести; ε_l – деформация на стадии установившейся ползучести; t_l – время установившейся ползучести.

Наиболее характерные кривые ползучести, полученные при разрушении алюминия и титана при действии постоянного магнитного поля, приведены на рис. 2. Они содержат стадии логарифмической, установившейся и ускоренной ползучести [18]. Проведены расчеты скорости стационарной ползучести для образцов титана VT1-0 и алюминия А85, разрушенных в условиях действия магнитного поля и без него.

Установлено, что для титана VT1-0 скорость стационарной ползучести без наложения магнитного поля составляет примерно 2 %/ч. Использование постоянного магнитного поля 0,4 Тл во время пластической деформации приводит к увеличению скорости ползучести до 7,58 %/ч.

Разрушение алюминия А85 без применения магнитного поля происходит со скоростью 13,05 %/ч. Расчеты скорости ползучести поликристаллического алюминия марки А85, разрушенного в условиях постоянного магнитного поля с индукцией 0,4 Тл, показывают, что происходит снижение скорости пластической деформации. Усредненное значение скорости ползучести алюминия составляет примерно 3,47 %/ч.

При дифференцировании кривых ползучести по времени получена зависимость скорости ползучести от времени эксперимента (рис. 3). Для исследуемых материалов воздействие магнитного поля существенно изменяет скорость ползу-

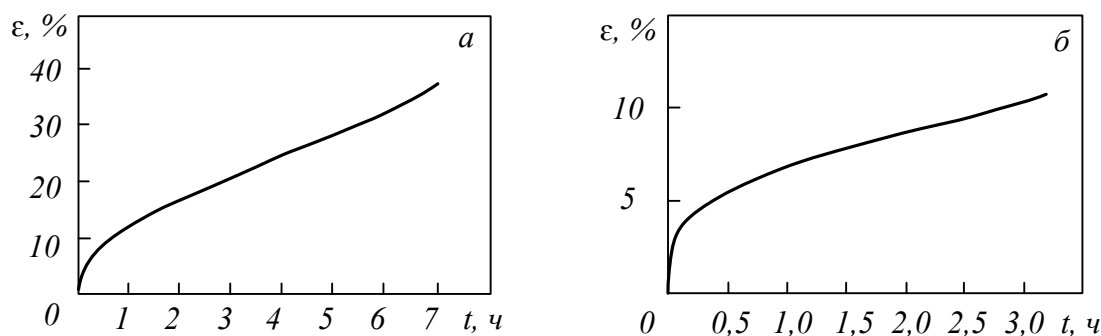


Рис. 2. Характерные кривые ползучести титана ВТ1-0 (а) и алюминия А85 (б), разрушенных в условиях действия магнитного поля 0,4 Тл

чести на установившейся и ускоренной стадиях. На начальной (логарифмической) стадии ползучести действие магнитного поля не выражено.

Причину изменения пластических характеристик можно связать с влиянием магнитного поля на поведение точечных дефектов. Слабое магнитное поле способствует необратимому изменению метастабильных состояний точечных дефектов, инициируя многостадийный релаксационный процесс, который сопровождается изменением микротвердости кристалла. Это качественно совпадает с зависимостями, полученными на кристаллах NaCl. Для построения собственной теории о влиянии слабых магнитных полей на пластические характеристики парамагнитных металлических материалов на качественном уровне необходимы дальнейшие исследования дислокационной субструктуры и поверхности разрушения исследуемых материалов, формирующихся при ползучести в магнитном поле. Однозначно можно утверждать о возможности модифицирования поликристаллических парамагнитных материалов магнитными полями.

Выводы

Исследованы пластические характеристики поликристаллического технически чистого титана марки ВТ1-0 и поликристаллического технически чистого алюминия марки А85. Уста-

новлено, что под воздействием магнитного поля различной индукции происходит снижение микротвердости алюминия на 4 – 12 %, титана на 2 – 8 %. Эффект влияния магнитного поля линейно возрастает с увеличением индукции. Полученные в ходе экспериментальных исследований на различных металлических материалах (алюминий и титан) данные являются качественно подобными, но количественно разительно отличаются. Эффект влияния на алюминий почти в три раза больше, чем на титан. Установлено, что магнитное поле может в значительной степени повлиять на скорость ползучести титана марки ВТ1-0 и алюминия А85.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ebadi Z., Pourali N., Mohammadzadeh H. Plasma coating of nanoparticles in the presence of an external electric field // *Physics Letters A*. 2018. Vol. 382. P. 1024 – 1030.
2. Agrawal S., Ghose A. K., Chakrabarty I. Effect of rotary electromagnetic stirring during solidification of In-situ Al-TiB₂ composites // *Materials and Design*. 2017. Vol. 113. P. 195 – 206.
3. Tsunekawa Y., Suzuki H., Genma Y. Application of ultrasonic vibration to in situ MMC process by electromagnetic melt stirring // *Materials and Design*. 2001. Vol. 22. No. 6. P. 467 – 472.

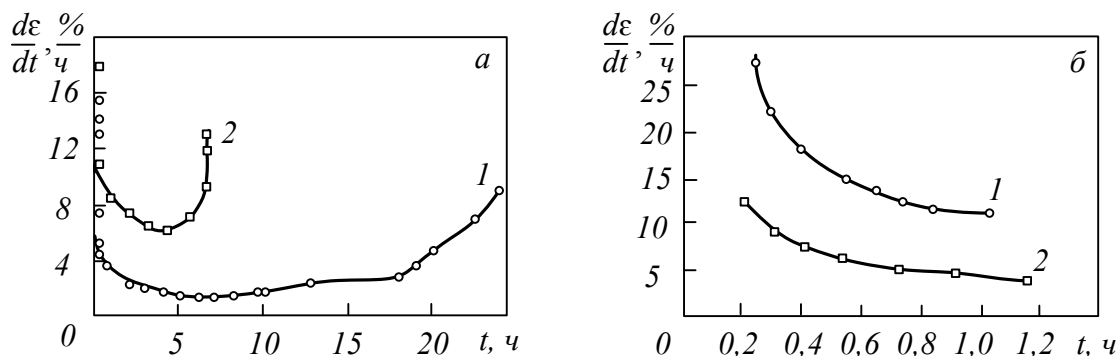


Рис. 3. Зависимости скорости ползучести титана ВТ1-0 (а) и алюминия А85 (б) от времени испытания: 1 – образцы, разрушенные без магнитного поля; 2 – образцы, разрушенные при воздействии магнитного поля 0,4 Тл

4. Joffe R., Shavit R., Kamenetskii E.O. Microwave magnetoelectric fields: an analytical study of topological characteristics // *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2015. Vol. 392. P. 6 – 21.
5. Burdin D.A., Chashin D.V., Ekonomov N.A., Fetisov Y.K. Static deformation of a ferromagnet in alternating magnetic field // *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2016. Vol. 406. P. 217 – 220.
6. Yetim A.F., Kovacı H., Aslan M., Çelik A. The effect of magnetic field on the wear properties of a ferromagnetic steel // *Wear*. 2013. Vol. 301. P. 636 – 640.
7. Wu G. H., Hou T.P., Wu K.M., Chen L. Influence of high magnetic field on carbides and the dislocation density during tempering of high chromium-containing steel // *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2019. Vol. 479. P. 43 – 49.
8. Guirong L., Hongming W., Xueting Y., Yutao Z. Microstructure of nanometer Al₂O₃ particles reinforced aluminum matrix composites processed by high pulsed electromagnetic field // *Materials Letters*. 2013. Vol. 99. P. 50 – 53.
9. Yin L., Qiang W., Tie L., Pengfei G., Yi Y., Jicheng H. Effects of high magnetic fields on the crystal orientation and magnetostriction of a TbFe₂ based alloy during treatment in the semi-solid state // *Journal of Alloys and Compounds*. 2014. Vol. 590. P. 110 – 115.
10. Yang L., Zhen L., Fuyu Y., Rui D., Qi Y. Effect of external magnetic field on resistance spot welds of aluminum alloy // *Material and Design*. 2014. Vol. 56. P. 1025 – 1033.
11. Li C., Hu S., Ren Z., Fautrelle Y., Li X. Effect of the simultaneous application of a high static magnetic field and a low alternating current on grain structure and grain boundary of pure aluminum // *Journal of Materials Science & Technology*. 2018. Vol. 34. No. 12. P. 2431 – 2438.
12. Li Y.J., Tao W.Z., Yang Y.S. Grain refinement of Al–Cu alloy in low voltage pulsed magnetic field // *Journal of Materials Processing Technology*. 2012. Vol. 212. P. 903 – 909.
13. Fu J.W., Yang Y.S. Microstructure and mechanical properties of Mg–Al–Zn alloy under a low-voltage pulsed magnetic field // *Materials Letters*. 2012. Vol. 67. P. 252 – 255.
14. Alshits V.I., Darinskaya E.V., Koldaeva M.V., Petrzehik E.A. Magnetoplastic effect in nonmagnetic crystals // *Dislocations in Solids*. 2008. Vol. 14. P. 333 – 437.
15. Cheng J., Gui-rong Li., Hong-ming W., Pei-si Li., Chao-qun Li. Influence of high pulsed magnetic field on the dislocations and mechanical properties of Al₂O₃ / Al composites // *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2018. Vol. 27. P. 1083 – 1092.
16. Guirong L., Yueming L., Fangfang W., Hongming W. Microstructure and performance of solid TC4 titanium alloy subjected to the high pulsed magnetic field treatment // *Journal of Alloys and Compounds*. 2015. Vol. 644. P. 750 – 756.
17. Кеннеди А.Дж. Ползучесть и усталость в металлах. – М.: Металлургия, 1965. – 312 с.
18. Kassner M.E. Fundamentals of creep in metals and alloys. – Elsevir Ltd., 2015. – 356 p.

© 2020 г. В.В. Шляров, Д.В. Загуляев
Поступила 24 января 2020 г.

УДК 669.71.017

ЗАВИСИМОСТЬ МИКРОТВЕРДОСТИ ОТ СОДЕРЖАНИЯ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ В МОДИФИЦИРОВАННОМ СЛОЕ СПЛАВА Al – 11Si – 2Cu, ПОДВЕРГНУТОГО ЭЛЕКТРОННО-ПЛАЗМЕННОМУ ЛЕГИРОВАНИЮ*

К.А. Бутакова¹, К.А. Осинцев², Д.В. Загуляев¹, С.В. Коновалов², В.Е. Громов¹

E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

¹Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

²Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, Самара, Россия

Аннотация. Выполнены исследования микротвердости, элементного и фазового состава сплава Al – 11Si – 2Cu, подвергнутого электронно-плазменному легированию, которое заключалось в электрическом взрыве проводника из титана с порошковой навеской Y₂O₃ и последующем высокоскоростном нагреве при помощи воздействия интенсивного импульсного электронного пучка. Установлено существенное увеличение микротвердости поверхностных слоев сплава. Характеризующая толщину модифицированного слоя глубина проникновения легирующих элементов составила приблизительно 170 мкм. Слой материала (5 мкм), наиболее близко примыкающий к поверхности модифицирования, характеризуется максимальной (155 ± 15,5 HV) микротвердостью. Интенсивное снижение микротвердости начинается с расстояния 110 мкм от поверхности и на расстоянии 170 мкм микротвердость достигает исходных значений 85,9 ± 8 HV. Сравнительный анализ изменений микротвердости с концентрацией легирующих элементов в поверхностном слое сплава показывает, что увеличение микротвердости явным образом связано с присутствием в модифицированном слое титана и иттрия.

Ключевые слова: сплав Al – 11Si – 2Cu, электронно-плазменное легирование, поверхность, микроструктура, микротвердость.

DEPENDENCE OF MICROHARDNESS ON THE ALLOYING ELEMENTS CONTENT IN THE MODIFIED LAYER OF Al – 11Si – 2Cu ALLOY SUBJECTED TO ELECTRON-PLASMA ALLOYING

К.А. Butakova¹, К.А. Osintsev², D.V. Zagulyaev¹, S.V. Konovalov², V.E. Gromov¹

E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

¹Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

²Samara National Research University, Samara, Russia

Abstract. The study of microhardness, elemental and phase composition of the Al–11Si–2Cu alloy subjected to electron-plasma alloying was performed, which consisted of electric explosion of a Ti-conductor with a Y₂O₃ powder sample and subsequent high-speed heating using an intense pulsed electron beam. A significant increase in the microhardness of the surface layers of the alloy is established. The penetration depth characterizing the thickness of the modified layer of alloying elements was ≈170 μm. The material layer closest to the modification surface (5 μm) is characterized by maximum microhardness (155 ± 15.5 HV). An intensive decrease in microhardness begins at a distance of 110 μm and at a distance of 170 μm, microhardness reaches the initial values of 85.9 ± 8 HV. A comparative analysis of the changes in microhardness with the concentration of alloying elements in the surface layer of the alloy shows that the increase in microhardness is clearly associated with the presence of titanium and yttrium in the modified layer.

Keywords: Al – 11Si – 2Cu alloy, electron-plasma alloying, surface, microstructure, microhardness.

* Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 19-79-10059).

Введение

Ввиду своей технологической и промышленной важности сплавы алюминия широко исследованы экспериментально и теоретически. Наибольшее распространение в промышленности получили литейные алюминиевые сплавы, а именно сплавы системы Al – Si – Cu. Эта система служит основой для большинства современных алюминиевых литейных сплавов, что связано с их высокими литейными свойствами, трещиностойкостью и хорошими технологическими показателями практически для всех типов литья. Однако низкая прочность сужает области использования этих сплавов в промышленности. В связи с этим существует ряд технологических способов повышения механических свойств сплавов системы Al – Si – Cu, например, порошковая металлургия [1], использование различных полей при кристаллизации [2], применение больших пластических деформаций [3].

В работах [4, 5] исследуются вопросы влияния термической обработки и добавления легирующих элементов на микроструктуру и механические свойства сплавов систем Al – Si – Cu и Al – Si – Mg. В результате исследований установлено, что введение легирующих элементов с одновременной термической обработкой приводит к растворению интерметаллидных фаз, равномерному распределению легирующих элементов в матрице и повышению прочностных характеристик сплавов.

В большинстве случаев нет необходимости в объемном упрочнении материала, а достаточно лишь модифицирования небольших (до 200 мкм) слоев, наиболее сильно подверженных различным нагрузкам. К модификации поверхностных слоев без изменения структуры и химического состава объема материала можно отнести плазменное напыление износостойких покрытий [6], электронное или лазерное облучение [7], а также совокупность этих методов [8].

В качестве одного из наиболее распространенных литейных алюминиевых сплавов, содержащего дополнительные легирующие элементы (медь, магний и никель), и применяющегося в автомобильной промышленности для изготовления поршней, является доэвтектический сплав Al – 11Si – 2Cu.

Перспективным материалом для поверхностной обработки является титан, поскольку его прочностные свойства многократно превышают прочность сплава Al – 11Si – 2Cu. Покрытия на основе титана изучаются достаточно активно. Установлено, что их нанесение на алюминиевую подложку приводит к многократному увеличению твердости последней [9, 10].

Цель настоящей работы состоит в исследовании изменений микротвердости сплава Al – 11Si – 2Cu,

подвергнутого электронно-плазменному легированию и их связь с распределением легирующих элементов.

Материалы и методы исследования

В качестве материала исследований был использован литой сплав системы Al – 11Si – 2Cu.

Модифицирование поверхностного слоя осуществляли электронно-плазменным легированием. Процесс включал два этапа. Первый этап проводили путем взрыва [11] проводника из титана массой 58,9 мг за счет пропускания по нему электрического тока (напряжение разряда составляло 2,6 кВ) с добавлением в плазменную струю порошковой навески Y_2O_3 массой 88,3 мг. Далее поверхность облучали низкоэнергетическими сильноточными электронными пучками с энергией электронов 17 кэВ, длительностью импульса пучка электронов 150 мс, количеством импульсов 3, плотностью энергии пучка электронов 35 Дж/см^2 [12].

Оптимальные параметры высокоэнергетических воздействий, которые приводят к формированию в модифицированном слое градиентных, многоэлементных состояний с уникальными свойствами, были установлены для каждого из типов энергетических воздействий в работах [11, 12].

Измерения микротвердости проводили с помощью микротвердомера HVS-1000 по методу восстановленного отпечатка с помощью четырехгранной пирамиды с квадратным основанием в соответствии с методикой, приведенной в международном стандарте ISO 6507-2:2005. Нагрузка составляла 0,5 Н, время приложения нагрузки и удержания составляло 10 с, а время снятия испытательной нагрузки 5 с.

Фазовый состав модифицированных слоев определяли методом рентгенофазового анализа (дифрактометр XRD-7000s, Shimadzu, Япония), дефектную структуру образцов анализировали методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии тонких фольг (прибор JEM-2100F, JEOL).

Фольги для исследования структурно-фазового состояния материала методами просвечивающей электронной микроскопии готовили путем ионного утонения пластинок толщиной приблизительно 100 мкм, вырезанных электроискровым методом из образца. Вырезанные таким образом пластинки утоняли методом ионного травления (прибор IonSlicer EM-09100IS). Пробоподготовка исследования на приборе для IonSlicer заключается в изготовлении параллелепипеда размерами $2,8 \times 0,5 \times 0,1$ мм, который затем закрывается с тонкого широкого конца специальной защитной лентой и утоняется пучком ионов аргона. Энергия пучка не превышает

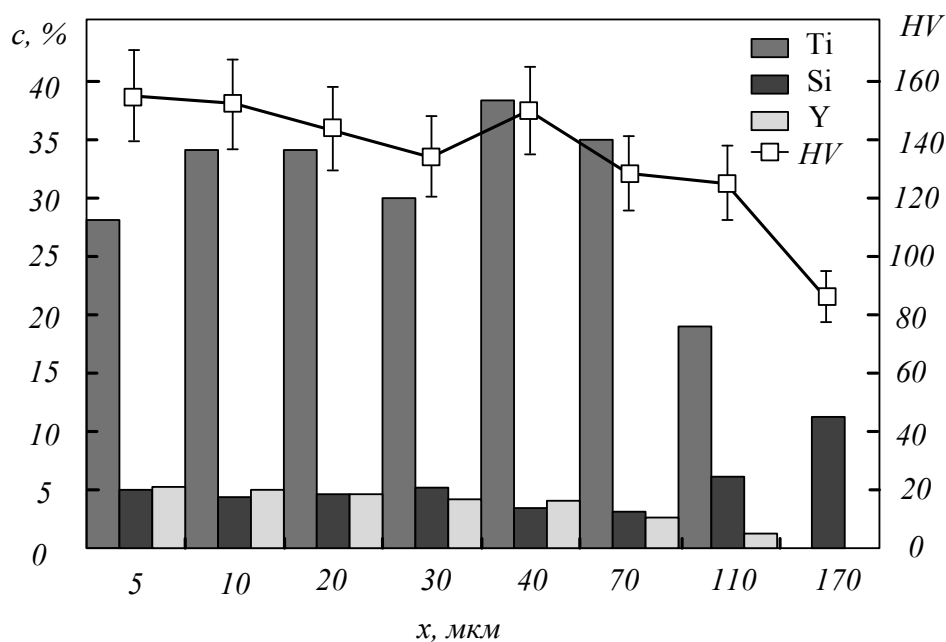


Рис. 1. Распределение основных легирующих элементов (с) и микротвердости (HV) слоев сплава Al – 11Si – 2Cu, расположенных на различных расстояниях x от поверхности, подвергнутой электронно-плазменному легированию

8 кВ, а угол падения можно варьировать в пределах от $0 - 6^\circ$ по отношению к наибольшей грани образца.

Основные результаты и их обсуждение

Распределение основных легирующих элементов и распределение микротвердости в зависимости от расстояния до поверхности, подвергнутой электронно-плазменному напылению, приведено на рис. 1. Толщина легированного слоя составляет порядка 110 мкм. Самым распространенным легирующим элементом в модифицированном слое является титан, содержание которого варьируется в пределах от 19 % на расстоянии 110 мкм до 38,24 % на расстоянии 40 мкм. При удалении от поверхности модифицирования на расстояние более 110 мкм наблюдается отсутствие легирующих элементов плазменной струи (титан, иттрий). Содержание иттрия при увеличении расстояния от поверхности образца снижается монотонным образом и достигает нулевых значений на расстоянии 110 мкм. На расстоянии 5 – 70 мкм концентрация кремния составляет не более 5 %, однако дальнейшее увеличение расстояния показывает рост концентрации кремния до 11 %, характерной для химического состава литого сплава. Концентрация остальных легирующих элементов сплава изменяется незначительно и составляет от 1 до 5 %.

Микротвердость в зависимости от расстояния до поверхности модифицирования показывает, что максимальное значение ($155 \pm 15,5$ HV) наблюдается в слое, расположенном наиболее

близко к поверхности (5 мкм). Удаление от поверхности модифицирования в глубь материала до 30 мкм приводит к монотонному снижению микротвердости. На расстоянии 40 мкм наблюдается незначительный ($150 \pm 14,9$ HV) рост микротвердости с последующим снижением до значения $85,9 \pm 8$ HV на расстоянии 170 мкм, характерного для литого сплава Al – 11Si – 2Cu.

Сопоставление зависимости изменения микротвердости от расстояния до модифицированной поверхности с содержанием легирующих элементов дает основание полагать, что увеличение микротвердости связано с присутствием в модифицированном слое титана и иттрия, поскольку на расстоянии 170 мкм, где отсутствуют указанные легирующие элементы, микротвердость становится равной микротвердости литого сплава.

Поскольку максимальная ($155 \pm 15,5$ HV) микротвердость наблюдается в слое, расположенном на расстоянии 5 мкм, а интенсивное снижение микротвердости и концентрации легирующих элементов наблюдаются, начиная с расстояния 70 мкм, данные области сплава были выбраны для просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноструктурного микроанализа методом картирования.

На рис. 2 приведены результаты исследования распределения атомов титана, кремния и иттрия в слое, примыкающем к модифицированной поверхности. Отчетливо видно, что атомы этих элементов распределены в поверхностном слое неоднородно, формируя включения

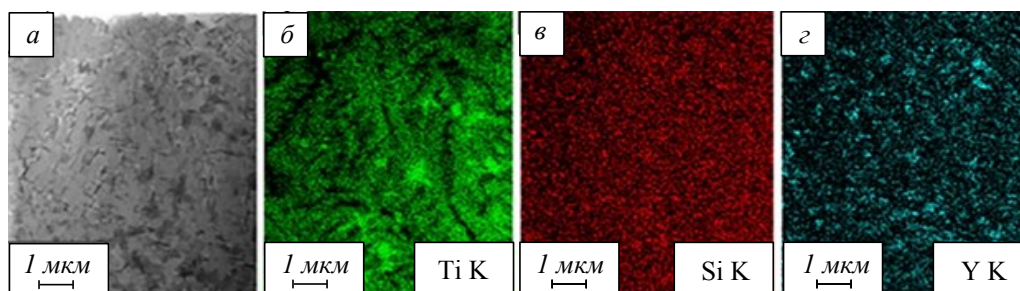


Рис. 2. Электронно-микроскопические (светлое поле) изображения структуры модифицированного слоя сплава Al – 11Si – 2Cu на участке, примыкающем к модифицированному слою:

a – изображение модифицированного слоя, примыкающего к подвергнутой электронно-плазменному легированию поверхности; *б* – *z* – изображения данного участка фольги, полученные в соответствующем характеристическом рентгеновском излучении

различной формы и размеров. Следует отметить, что структура подобного типа наблюдается в слое толщиной до 40 мкм.

На расстоянии 70 мкм от поверхности обработки (рис. 3) методом рентгеноструктурного микроанализа обнаруживается слой материала, состоящий из структуры ячеистой кристаллизации, обогащенной атомами алюминия и титана (рис. 3, *a*, *в*). Ячейки кристаллизации разделены прослойками второй фазы, обогащенной атомами иттрия (рис. 3, *z*). Кремний распределен по объему материала однородно (рис. 3, *в*).

Выводы

Методами просвечивающей электронной микроскопии тонких фольг проведены исследования элементного и фазового состава сплава Al – 11Si – 2Cu, модифицированного с помощью электронно-плазменного легирования, сочетающего электрический взрыв с порошковой навеской иттрия и последующий высокоскоростной нагрев при помощи воздействия интенсивного импульсного электронного пучка.

Установлено, что толщина модифицированного слоя, то есть слоя, в котором обнаруживается присутствие легирующих элементов (титана, иттрия), достигает примерно 110 мкм. Мо-

дифицированный слой характеризуется повышенной микротвердостью. Максимальная микротвердость наблюдается в слое, расположенном наиболее близко (5 мкм) к поверхности модифицирования и составляет $155 \pm 15,5$ HV.

Сопоставление зависимости изменения микротвердости от расстояния до модифицированной поверхности с содержанием легирующих элементов дает основание полагать, что увеличение микротвердости связано с присутствием в модифицированном слое титана и иттрия, поскольку на расстоянии 170 мкм, где отсутствуют указанные легирующие элементы, микротвердость становится равной микротвердости литого сплава.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Whalen S., Olszta M., Roach C., Darsell J., Graff D., Reza-E-Rabby Md., Roosendaal T., Daye W., Pelletiers T. Mathaudhu S., Overman N. High ductility aluminum alloy made from powder by friction extrusion // *Materialia*. 2019. Vol. 6. No. art. 100260.
2. Li Y.J., Tao W.Z., Yang Y.S. Grain refinement of Al–Cu alloy in low voltage pulsed magnetic field // *Journal of Materials Processing Technology*. 2012. Vol. 212. P. 903 – 909.

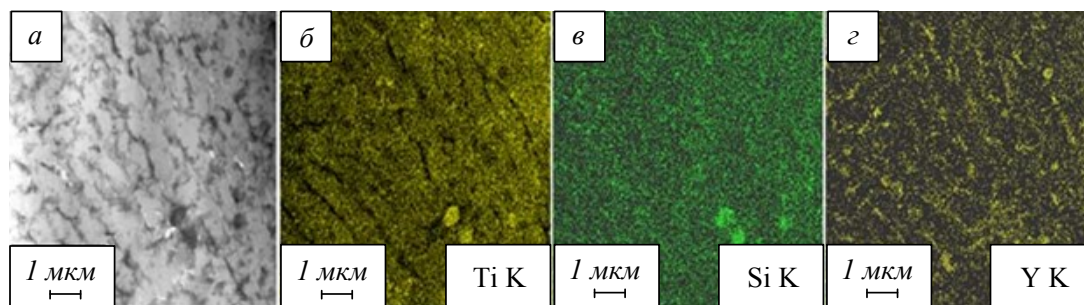


Рис. 3. Электронно-микроскопические (светлое поле) изображения структуры модифицированного слоя сплава Al – 11Si – 2Cu на расстоянии 70 мкм от модифицированного слоя:

a – изображение участка фольги на расстоянии 70 мкм от поверхности, подвергнутой электронно-плазменному легированию; *б* – *z* – изображения данного участка фольги, полученные в соответствующем характеристическом рентгеновском излучении

3. Muhammad W., Kang J., Brahme Ab.P., Ali Us., Hirsch J., Brinkman H.-Ja., Engler Ol., Mishra R.K., Inal K. Bendability enhancement of an age-hardenable aluminum alloy: Part I – relationship between microstructure, plastic deformation and fracture // *Materials Science and Engineering: A*. 2019. Vol. 753. P. 179 – 191.
4. Beroual S., Boumerzoug Z., Paillard P., Borjon-Piron Y. Effects of heat treatment and addition of small amounts of Cu and Mg on the microstructure and mechanical properties of Al-Si-Cu and Al-Si-Mg cast alloys // *Journal of Alloys and Compounds*. 2019. Vol. 784. P. 1026 – 1035.
5. Di Giovanni M.T., Mørtzell E.A., Saito T. Influence of Cu addition on the heat treatment response of A356 foundry alloy // *Materials Today Communications*. 2019. Vol. 19. P. 342 – 348.
6. Wang Q., Rui X., Wang Q.-J., Bai Y., Du Z.-Z., Niu W.-J., Wang W., Wang K.-Sh., Gao Y. Bonding and wear behaviors of supersonic plasma sprayed Fe-based coatings on Al-Si alloy substrate // *Surface and Coatings Technology*. 2019. Vol. 367. P. 288 – 301.
7. Mahanty S. Surface modification of Al-Si alloy by excimer laser pulse processing // *Materials Chemistry and Physics*. 2016. Vol. 173. P. 192 – 199.
8. Viswanathan A., Sastikumar D., Kumar H., Nath A.K. Laser processed TiC–Al₁₃Fe₄ composite layer formation on Al–Si alloy // *Optics and Lasers in Engineering*. 2012. Vol. 50. No. 9. P. 1321 – 1329.
9. Yang F., Qin Q., Shi T., Chen C., Guo Zh. Surface strengthening aluminum alloy by in-situ TiC–TiB₂ // *Ceramics International*. 2019. Vol. 45. No. 4. P. 4243 – 4252.
10. Li Y., Zhang P., Bai P., Wu L., Liu B., Zhao Zh. Microstructure and properties of Ti/TiBCN coating on 7075 aluminum alloy by laser cladding // *Surface and Coatings Technology*. 2018. Vol. 334. P. 142 – 149.
11. Konovalov S.V., Komissarova I.A., Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Kosinov D.A. Structural and phase changes under electropulse treatment of fatigue-loaded titanium alloy VT1-0 // *Journal of Materials Research and Technology*. 2019. Vol. 8. No. 1. P. 1300 – 1307.
12. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Konovalov S.V., Zagulyaev D.V., Petrikova E.A., Semin A.P. Modification of structure and surface Properties of hypoeutectic silumin by intense pulse electron Beams // *Progress in Physics of Metals*. 2018. Vol. 19. P. 195 – 222.

© 2020 г. *К.А. Бутакова, К.А. Осинцев, Д.В. Загуляев, С.В. Коновалов, В.Е. Громов*
Поступила 3 февраля 2020 г.

УДК 539.2:621.793

ОСОБЕННОСТИ ЖИДКОФАЗНОГО СМЕШИВАНИЯ ТИТАНА И НИКЕЛЯ С АЛЮМИНИЕМ ПРИ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОМ ЛЕГИРОВАНИИ

Е.А. Будовских, Л.П. Бащенко, Н.И. Макеева

E-mail: budovskikh@mail.ru

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

Аннотация. Целью работы является изучение возможности увеличения глубины зоны обработки при электровзрывном легировании вследствие дополнительного количества теплоты, выделяющегося при экзотермических реакциях взаимодействия смешиваемых компонентов. Экспериментально показано, что при легировании поверхности алюминиевой подложки титаном и никелем при длительности импульса воздействия 100 мкс глубина зоны обработки может достигать 150 – 200 мкм. Проведены оценочные расчеты влияния тепловых эффектов, характерных для систем Ti – Al и Ni – Al при жидкофазном смешивании компонентов, позволяющие объяснить результаты обработки.

Ключевые слова: электровзрывное легирование, системы Ti – Al и Ni – Al, жидкофазное смешивание, зона обработки, световая микроскопия, рентгеноструктурный фазовый анализ, теплота химических реакций.

FEATURES OF LIQUID MIXING OF TITANIUM AND NICKEL WITH ALUMINUM DURING ELECTROEXPLOSIVE ALLOYING

E.A. Budovskikh, L.P. Bashchenko, N.I. Makeeva

E-mail: budovskikh@mail.ru

Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

Abstract. The aim of the work is to study the possibility of increasing the depth of the treatment zone during electroexplosive alloying due to the additional amount of heat released during exothermic reactions of mixed components interaction. It was experimentally shown that during the alloying of the aluminum substrate surface with titanium and nickel with a pulse duration of 100 μ s, the depth of the treatment zone can reach 150 – 200 μ m. The estimates of the influence of thermal effects, characteristic of the Ti – Al and Ni – Al systems during liquid-phase mixing of the components, were performed. They allow the processing results to be explained.

Keywords: electroexplosive alloying, Ti – Al and Ni – Al systems, liquid-phase mixing, treatment zone, light microscopy, X-ray phase analysis, heat of chemical reactions.

Концентрированные потоки энергии (КПЭ) широко используются в промышленности для обработки материалов. К КПЭ относят лазерное излучение, электронные и ионные пучки, плазменные струи. Они позволяют проводить обработку с оплавлением поверхности. При электровзрывном легировании (ЭВЛ) металлов инструментом воздействия на поверхность являются импульсные многофазные плазменные струи, которые формируются при разряде на проводники емкостного накопителя энергии с использованием коаксиально-торцевой системы токоподводящих электродов. Особенностью струй является разделение вдоль их оси быстрого плазмен-

ного компонента и относительно медленных конденсированных частиц продуктов электровзрывного разрушения проводников. При воздействии струи на поверхность происходит нагрев металла и легирование оплавляемого слоя компонентами струи. Основной вклад в процесс легирования вносят конденсированные частицы.

Глубина зоны легирования зависит от частоты разрядного тока емкостного накопителя энергии электровзрывной установки и ее энергозапаса, который определяет давление в ударносжатом слое плазмы, формируемом вблизи облучаемой поверхности, и ее температуру. Глубина зоны легирования также зависит от теплофи-

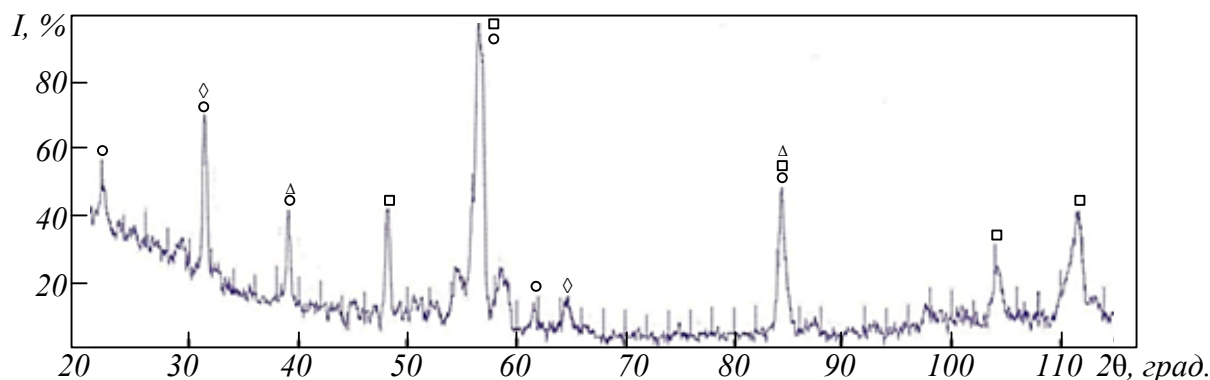


Рис. 1. Дифрактограмма поверхности зоны электровзрывного никелирования алюминиевой подложки:
 ○ – Al_3Ni_2 ; □ – Al; Δ – AlNi; ◇ – AlNi_3

зических свойств обрабатываемого металла или сплава. При эффективном (равном одному периоду разрядного тока) времени воздействия 100 мкс глубина обрабатываемой поверхности достигает нескольких десятков микрометров [1]. Важной особенностью обработки является то, что нагрев поверхности происходит в условиях образования вблизи нее ударно-сжатого слоя с давлением порядка 10 МПа. Это приводит к перегреву расплава выше температуры кипения при нормальном давлении, а после окончания импульса воздействия на поверхность – его вскипанию и интенсивному перемешиванию. Это обеспечивает активное взаимодействие компонентов формируемой системы.

Сравнительно небольшая глубина зоны легирования ограничивает возможности практического использования ЭВЛ. При этом она может быть увеличена вследствие, например, выделения в зоне легирования дополнительного количества теплоты при экзотермических реакциях взаимодействия смешиваемых компонентов. Такие реакции с высоким тепловым эффектом характерны для систем Ti – Al, Ni – Al, Ti – C, Ti – В и др. Целью настоящей работы является реализация такой возможности при ЭВЛ.

В работах [1, 2] при электровзрывном алитировании титана и никеля тепловой эффект оказался выражен слабо, что можно связать с высокой температурой плавления данных материалов, использованных в качестве подложек. В настоящей работе изучали особенности электровзрывного титанирования и никелирования поверхности алюминия, обладающего сравнительно низкой температурой плавления и высокими тепло- и температуропроводностью. Обработку поверхности проводили в режиме, когда поглощаемая плотность мощности составляла $3,7 \cdot 10^9$ Вт/м².

Рентгеноструктурный фазовый анализ показал наличие в модифицированных слоях интерметаллидов с высоким содержанием алюминия. Так, после никелирования основной фазой является интерметаллид Al_3Ni_2 (рис. 1), а после алитирования – TiAl_3 . Обращает на себя внимание присутствие на

поверхности структурно свободного алюминия, что может свидетельствовать об интенсивном перемешивании оплавленного слоя и выносе конвективными потоками алюминия из глубины на поверхность зоны легирования.

Это подтверждают исследования поверхности поперечных шлифов методом световой микроскопии. Видно (рис. 2), что даже в глубине зоны легирования на границе с подложкой происходит интенсивное конвективное перемешивание расплава. Другими важными особенностями зоны легирования являются ее сравнительно большая глубина, достигающая 150 – 200 мкм, а также высокая пористость (рис. 3).

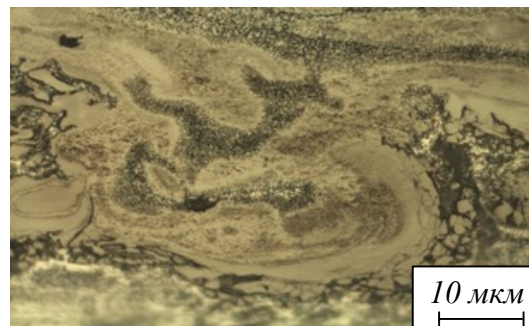


Рис. 2. Изображение особенностей структуры границы раздела зоны электровзрывного титанирования алюминиевой подложки. Световая микроскопия

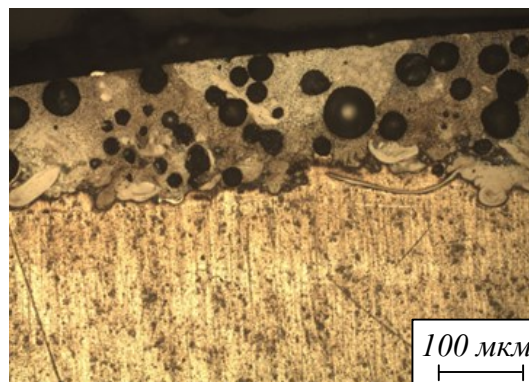


Рис. 3. Микрофотография модифицированного поверхностного слоя при никелировании алюминия

В связи с этим с использованием соотношений, приведенных в работе [1], проведена оценка ряда физических параметров, позволяющих дать качественное объяснение полученных результатов. Оценка показывает, что оплавление поверхности алюминия при воздействии плоского теплового источника достигается при поглощаемой плотности мощности $q = 2,0 \cdot 10^9$ Вт/м², а при $q = 3,7 \cdot 10^9$ Вт/м² происходит оплавление на глубину только 7 мкм. При этом количество теплоты, выделяющейся при экзотермической реакции при образовании соединения Al₃Ni₂, составляет $2,88 \cdot 10^5$ Дж/моль. Это количество теплоты примерно в шесть раз больше, чем необходимо для того, чтобы в адиабатических условиях нагреть алюминий от температуры плавления до температуры кипения. Этот результат позволяет объяснить образование пор. При этом следует учитывать, что теплота экзотермической реакции в рассматриваемых условиях расходуется не только на испарение, но и на продвижение фронта плавления вглубь. Полученные результаты показывают, что глубина зоны плавления без учета теплоты, затрачиваемой на испарение расплава, может достигать 200 мкм. В реальных условиях, когда происходит вскипание расплава с образованием пор, толщина зоны легирования оказывается меньше.

Выводы

На примере систем Ti – Al и Ni – Al установлено, что при жидкофазном смешивании термореагирующих компонентов в условиях электро-взрывного легирования возможно в несколько раз повысить толщину модифицированных слоев по сравнению со случаем, когда экзотермические эффекты не проявляются.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Физические основы электровзрывного легирования металлов и сплавов / А.Я. Багаутдинов, Е.А. Будовских, Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2007. – 301 с.
2. Обработка титанового сплава импульсной гетерогенной плазмой с оплавлением и легированием поверхностного слоя алюминием и никелем / В.П. Симаков, Е.А. Будовских, П.С. Носарев, Г.В. Бобров // Физика и химия обработки материалов. 1991. № 5. С. 60 – 63.

© 2020 г. *Е.А. Будовских, Л.П. Бащенко, Н.И. Макеева*

Поступила 28 февраля 2020 г.

УДК 669.1.17

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ВЫДЕРЖКИ НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ В СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЯХ РЕЛЬСОВ ИЗ СТАЛИ МАРКИ Э76ХФ

Р.А. Шевченко, Н.А. Козырев, А.Р. Михно, К.А. Бутакова, А.Н. Гостевская

E-mail: shefn1200@mail.ru

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

Аннотация. Проведено исследование структуры сварного соединения рельсовой стали марки Э76ХФ при различных режимах контактного подогрева. Методами оптической микроскопии исследована и описана структура на различных участках металла в зоне термического влияния. Установлено, что сварное соединение исследуемых образцов имеет несколько зон с различной структурой, среди которых можно выделить: зону, представляющую собой мелкодисперсный пластинчатый перлит (сорбит) с участками троостита; зону скоагулированного сорбита; зону, микроструктура которой характерна для основного рельсового металла в термоупрочненном состоянии. Выявлено, что проведение после контактной стыковой сварки контактного подогрева снижает количество мартенсита в зоне сварного шва. В ходе исследования были определены оптимальные параметры контактного подогрева, при использовании которых возможно получить структуру материала, позволяющую увеличить срок эксплуатации рельсов.

Ключевые слова: контактная стыковая сварка, сварной шов, рельсовая сталь, неметаллические включения, структура.

INVESTIGATION OF THE INFLUENCE OF ISOTHERMAL EXPOSURE PARAMETERS ON THE STRUCTURE FORMATION IN WELDED JOINTS OF RAILS MADE OF STEEL GRADE E76HF

R.A. Shevchenko, N.A. Kozyrev, A.R. Mikhno, K.A. Butakova, A.N. Gostevskaya

E-mail: shefn1200@mail.ru

Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

Abstract. The paper studies the structure of the welded joint of rail steel grade E76HF at various modes of contact heating. The optical microscopy methods were used to study and describe the structure in various metal regions in the heat-affected zone. It was established that the welded joint of the samples under study has several zones with different structures, among which a zone consisting of finely divided lamellar perlite (sorbitol) with sections of troostite, a zone of coagulated sorbitol, and a zone whose microstructure is characteristic of the main rail metal in heat-strengthened condition can be distinguished. It was revealed that conducting contact heating after flash butt welding reduces the amount of martensite in the weld zone. During the study, the optimal parameters of contact heating were determined, thanks to which it is possible to obtain a material structure that allows the service life of rails to be increased.

Keywords: flash butt welding, weld, rail steel, non-metallic inclusions, structure.

Введение

На долю железных дорог приходится до 85 % грузовых и 50 % пассажирских перевозок [1]. По данным работ [2, 3] выделяется два направления развития отрасли: скоростное пассажирское и тяжеловесное грузовое движение, каждое из которых имеет специфические условия эксплуатации. Исходя из этого, к рельсам предъявляются

высокие требования по механическим свойствам, неметаллическим включениям, наличию дефектов.

Наиболее часто встречаемые дефекты [4] связаны с усталостной прочностью металла. По данным ОАО «ВНИИЖТ» [5, 6] причиной появления таких дефектов является загрязненность неметаллическими включениями, вытянутыми в

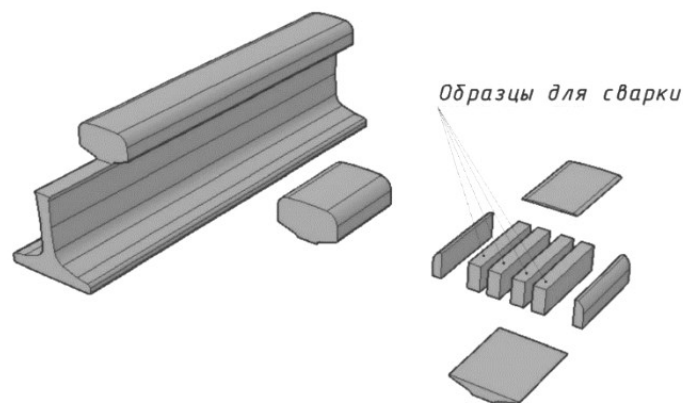


Рис. 1. Схема вырезки образцов

направлении прокатки рельсов [7].

При создании и ремонте бесстыкового железнодорожного пути применяется электроконтактная и алюминотермитная сварка рельсов. В России основную часть рельсов сваривают электроконтактным способом [8 – 10]. В настоящее время переходят от сварки способом непрерывного оплавления с предварительным подогревом к способу пульсирующего оплавления. Этот способ наиболее экономичен и технологичен в сравнении с непрерывным оплавлением. При контактной сварке рельсов так же, как и при других видах сварки, происходит нагрев и непрерывное охлаждение металла в зоне термического влияния. При контактной сварке пульсирующим оплавлением в зоне сварки снижается пластичность металла в результате появления закалочных структур. Для получения более однородной структуры применяется последующая локальная термическая обработка. Недостатком использования локальной термической обработки является увеличение протяженности зоны термического влияния и, соответственно, участков с пониженной твердостью. Большинство дефектов в процессе эксплуатации возникает в зоне термического влияния, которая образуется при сварке и локальной термической обработке. По этой причине многие исследователи большое внимание уделяют изучению причин разрушения в данной зоне. Установлено, что зона термического влияния более подвержена износу и дефек-

там, таким как выкрашивание, изломы сварного соединения, седловины и другие [11, 12].

Исследование микроструктуры рельсов позволяет выявить различные отклонения в технологии их изготовления, определить причины и характер различных внешних и внутренних дефектов металла. Необходимо стремиться к полному устранению иглоподобных структур верхнего бейнитного типа в структуре термически упрочненных рельсов.

Целью настоящей работы является изучение влияния сварочных процессов и контактного подогрева на структуру стали марки Э76ХФ.

Материалы и методы исследования

Для сварки вырезали образцы из рельсов сечением 10×30 мм и длиной 90 мм (рис. 1). Сечение образцов выбирали из условий возможности ведения процесса контактной стыковой сварки непрерывным оплавлением на машине МС–20.08 по следующему режиму: ступень трансформатора 10; $K_{тр} = 65$; $U_2 = 5,76$ В; $I_2 = 11700$ А; $\Delta_{опл} = 10$ мм; $\Delta_{ос} = 4$ мм; $v_{опл} = 1$ мм/с (где $K_{тр}$ – коэффициент трансформации; U_2 – вторичное напряжение; I_2 – вторичный ток; $\Delta_{опл}$ – припуск на оплавление; $\Delta_{ос}$ – припуск на осадку; $v_{опл}$ – скорость оплавления).

Исследования проводили в лабораторных условиях. Для проведения исследований использовали образцы стали марки Э76ХФ с известным химическим составом (табл. 1).

Таблица 1

Химический состав образцов рельсовой стали

Образец	Массовая доля элементов, %							
	C	Mn	Si	V	Cr	P	S	Al
1	0,76	0,77	0,53	0,04	0,37	0,009	0,005	0,003
2	0,76	0,77	0,53	0,04	0,37	0,004	0,004	0,001
3	0,76	0,77	0,53	0,04	0,37	0,010	0,010	0,003

Режимы контактного подогрева образцов стали Э76ХФ

Режим	Значения факторов			
	X_1 , с	X_2 , с	X_3 , с	X_4 , с
1	25	0,4	20	2
2	20	0,2	10	2

Образец 1 получен способом контактной стыковой сварки непрерывным оплавлением без термической обработки. При сварке образцов 2 и 3 происходил подвод дополнительного тепла в момент их охлаждения путем пропускания через сварной стык переменного электрического тока по заданным режимам (табл. 2). Исследуемыми параметрами введения дополнительного тепла являются: X_1 – время охлаждения после осадки (характеризуется скоростью охлаждения (степень переохлаждения аустенита) и температурой T_1 , до которой происходит охлаждение); X_2 – время подогрева (характеризуется температурой T_2 , до которой происходит нагрев); X_3 – время охлаждения после подогрева (характеризуется температурой T_1 , до которой происходит охлаждение); X_4 – количество импульсов подогрева (характеризуется инкубационным периодом превращения аустенита в перлит).

Металлографический анализ изменений структуры был выполнен с помощью оптического микроскопа Olympus GX-51. Для создания оптического контраста образцы химически травили 4 %-ным раствором азотной кислоты в этиловом спирте в течение 6 с.

Анализ неметаллических включений проводили по методике согласно ГОСТ 1778 – 70.

Исследование микротвердости было проведено с помощью микротвердомера HVS-1000. Нагрузка была постоянной при всех режимах обработки и составляла 1 Н. Время приложения и удержания нагрузки составляло 10 с, время снятия испытательной нагрузки – 5 с.

Результаты исследования и их обсуждение

В соответствии с ГОСТ 1778 – 70 определено, что среди неметаллических включений в образце 1 наиболее часто встречаются точечные оксиды, недеформирующиеся силикаты и пластинчатые силикаты (рис. 2, а – в).

Неметаллические включения образцов 2 и 3, подвергнутых контактному подогреву, по типам идентичны включениям образца 1 и представляют собой точечные оксиды, пластинчатые и недеформирующиеся силикаты.

Выявленные неметаллические включения типичны для неметаллических включений, образующихся в металле при выплавке.

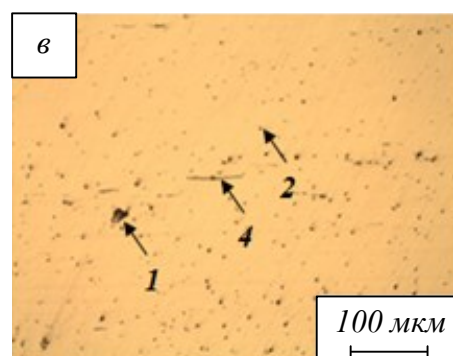
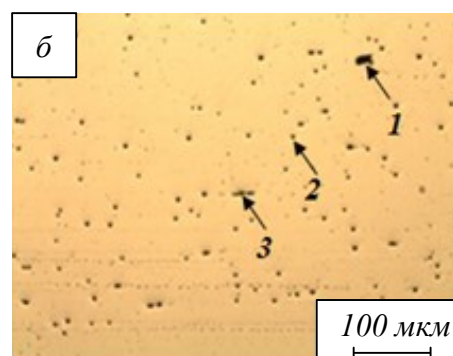
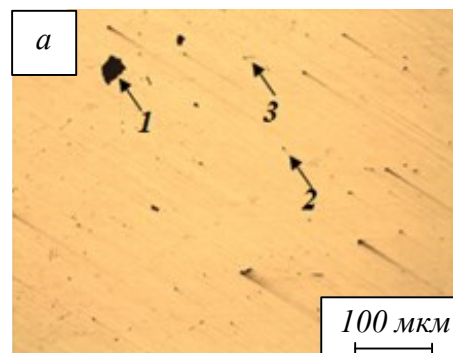


Рис. 2. Неметаллические включения стали Э76ХФ в образцах 1 – 3 (а – в):

1 – силикаты недеформирующиеся; 2 – точечные оксиды; 3 – силикаты пластинчатые; 4 – силикаты хрупкие

Установлено, что преобладающим типом неметаллических включений во всех исследуемых образцах являются точечные оксиды. При этом загрязненность включениями указанного типа в образцах 2 и 3, подвергнутых контактному подогреву, выше, чем в образце 1 (табл. 3).

Микроструктура сварного соединения образ-

Распределение типов неметаллических включений по образцам стали Э76ХФ

Образец	Типы неметаллических включений по образцам, балл			
	Оксиды точечные	Силикаты пластинчатые	Силикаты недеформирующиеся	Силикаты хрупкие
1	1а	1б	4а	–
2	3а	1б	4а	–
3	3а	–	3а	2а

ца 1 представлена на рис. 3. Протяженность зоны термического влияния составляет 4 мм.

Металлографическое исследование микроструктуры образца 1 выявило, что после контактной стыковой сварки область сварного соединения можно разделить на несколько областей: основной металл (рис. 3, а), зона нормализации (рис. 3, б), зона термического влияния (рис. 3, в), зона сварного шва (рис. 3, г).

В зоне сварного шва обнаружено наличие игольчатого мартенсита. Такая структура является недопустимой при эксплуатации рельсов. На расстоянии 4 мм от сварного шва структура изменяется и состоит из мелкодисперсного перлита. На расстоянии от 8 мм структура является характерной для основного металла.

Микроструктура сварного соединения образца 2 представлена на рис. 4. Сварной шов пред-

ставляет собой светлую полосу и зону термического влияния по обе стороны от нее, также можно наблюдать основной металл. Протяженность зоны термического влияния образца составляет 19 мм.

Анализ микроструктуры позволил выделить на исследуемых образцах наиболее характерные области, которые заметно отличаются друг от друга как структурой, так и протяженностью: шов – обезуглероженный слой (рис. 4, г), зона крупного зерна (рис. 4, в), участок нормализации (рис. 4, б), основной металл (рис. 4, а).

Микроструктура образца на удалении до 5 мм от шва состоит из мелкодисперсного пластинчатого перлита (сорбита) с малыми участками троостита. В зоне сварного шва можно выделить крупные участки мартенсита (рис. 4, г). Эта структура является недопустимой при экс-

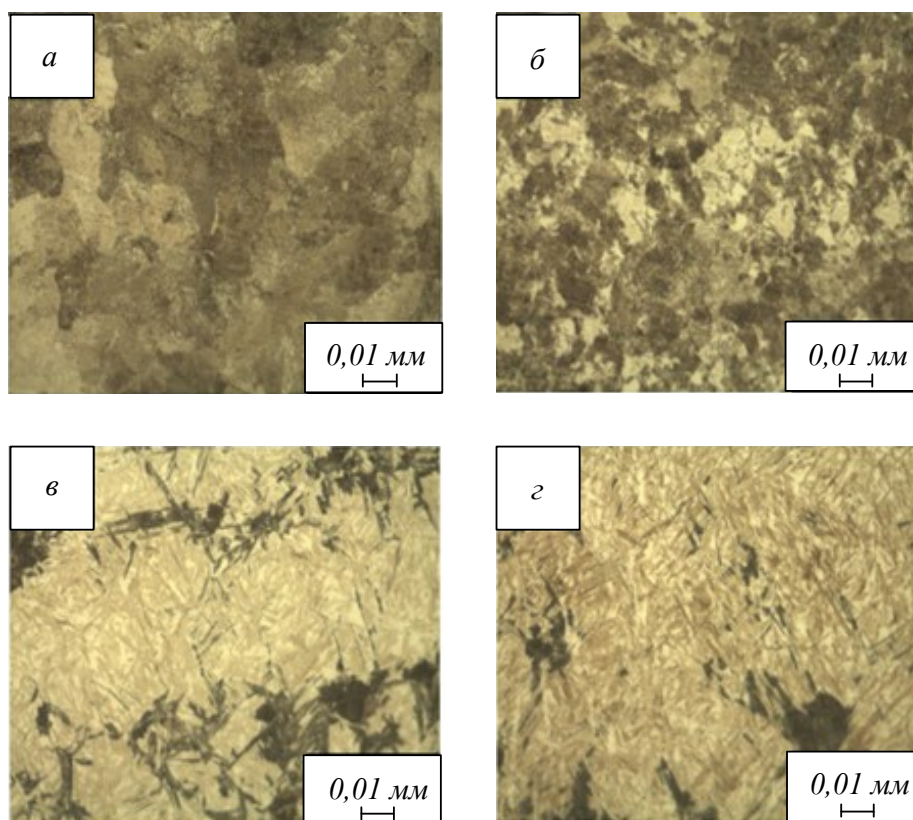


Рис. 3. Изменение структуры в зоне термического влияния образца 1 при контактной стыковой сварке: а – основной металл; б, в – зона термического влияния; г – сварной шов

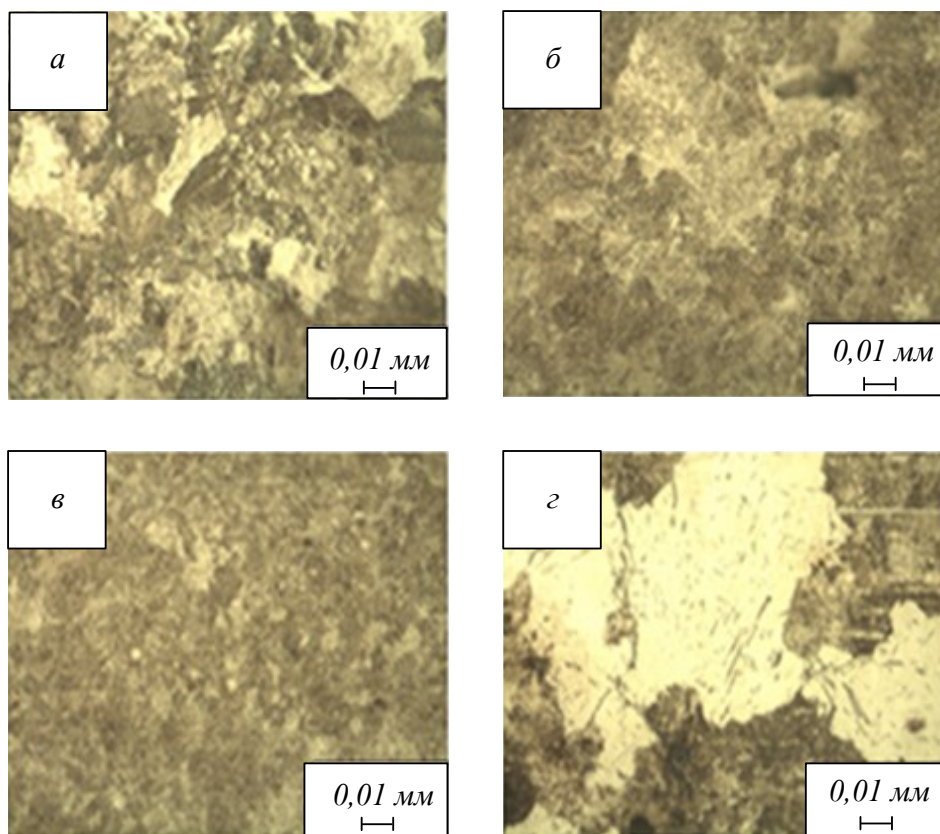


Рис. 4. Структурные превращения в зоне термического влияния образца 2 стали Э76ХФ после проведения контактной стыковой сварки по режиму 1:

а – основной металл; *б, в* – зона термического влияния; *г* – зона сварного шва

плуатации рельсов. На расстоянии от 5 до 8 мм наблюдается отпущенная структура скоагулированного сорбита (рис. 4, *б, в*). На удалении свыше 10 мм от шва микроструктура характерна для основного рельсового металла в термоупрочненном состоянии (рис. 4, *а*).

Микроструктура сварного соединения образца 3 представлена на рис. 5. Протяженность зоны термического влияния для этого образца составляет 10,5 мм.

Выявленные области в сварном соединении аналогичны областям в соединении образца 2: шов – обезуглероженный слой (рис. 5, *г*), зона крупного зерна (рис. 5, *в*), участок нормализации (рис. 5, *б*), основной металл (рис. 5, *а*).

Микроструктура образца на удалении до 2,5 мм от шва состоит из мелкодисперсного пластинчатого перлита (сорбита) с мелкими участками троостита (рис. 5, *г*). На расстоянии от 2,5 до 4,5 мм наблюдается отпущенная структура скоагулированного сорбита (рис. 5, *б, в*). На удалении свыше 5 мм от шва микроструктура характерна для основного рельсового металла в термоупрочненном состоянии (рис. 5, *а*).

Распределения полученных значений микротвердости по зонам сварного соединения показаны на рис. 6. Микротвердость в образце 1 (рис. 6,

кривая 1) возрастает по мере приближения к центру сварного шва. Среднее значение микротвердости в зоне сварного шва составляет 691 HV, что подтверждает присутствие в зоне сварного соединения мартенсита. В остальных областях сварного соединения микротвердость образца составляет около 280 HV. Минимальное значение микротвердости выявлено на расстоянии 12 мм от сварного соединения.

Микротвердость в образце 2 (рис. 6, кривая 2), резко возрастает по мере приближения к центру сварного шва. В этой зоне ее средние значения составляют от 410,9 HV до 525 HV, что подтверждает присутствие в зоне сварного шва мартенсита. Среднее значение микротвердости в центре сварного шва составляет 451 HV, что в 1,5 раза ниже, чем у образца 1 в той же зоне. Данная зависимость подтверждает снижение количества мартенсита в сварном шве при использовании дополнительного контактного подогрева. Другие области имеют постоянную твердость, близкую к 330 HV. В зоне крупного зерна средняя микротвердость составляет 348,3 HV, в основном металле 335,3 HV.

Микротвердость в образце 3 снижается в зоне сварного шва (рис. 6, кривая 3). В этой зоне значения микротвердости находятся в пределах от

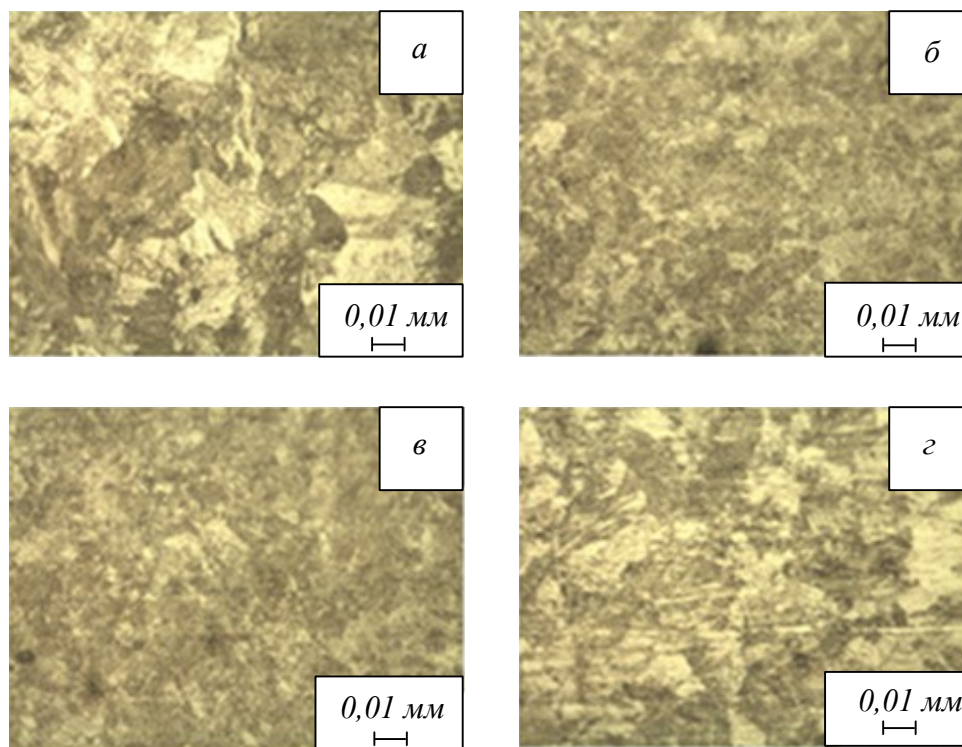


Рис. 5. Структурные превращения в зоне термического влияния образца 3 стали Э76ХФ после проведения контактной стыковой сварки:

а – основной металл; *б, в* – зона термического влияния; *г* – зона сварного шва

256,6 HV до 313,6 HV, что свидетельствует о преобладании в этой зоне мелкодисперсного пластинчатого перлита (сорбита). Среднее значение микротвердости в зоне сварного шва составляет 291,5 HV, что в два раза ниже, чем в образце 1 в той же зоне. Распределение микротвердости свидетельствует об отсутствии в образце 3 в зоне сварного шва участков мартенсита.

Установлены оптимальные параметры после-сварочной обработки образцов для стали Э76ХФ: длительность выдержки – 20 с, длительность им-

пульса 0,2 с, длительность интервала – 10 с, количество импульсов 2.

Выводы

Проведенное по ГОСТ 1778 – 70 исследование показало, что преобладающим типом неметаллических включений в сварных соединениях во всех исследуемых образцах являются точечные оксиды. Выявленные в металле неметаллические включения типичны для включений, образующихся при выплавке, и свидетельствуют о

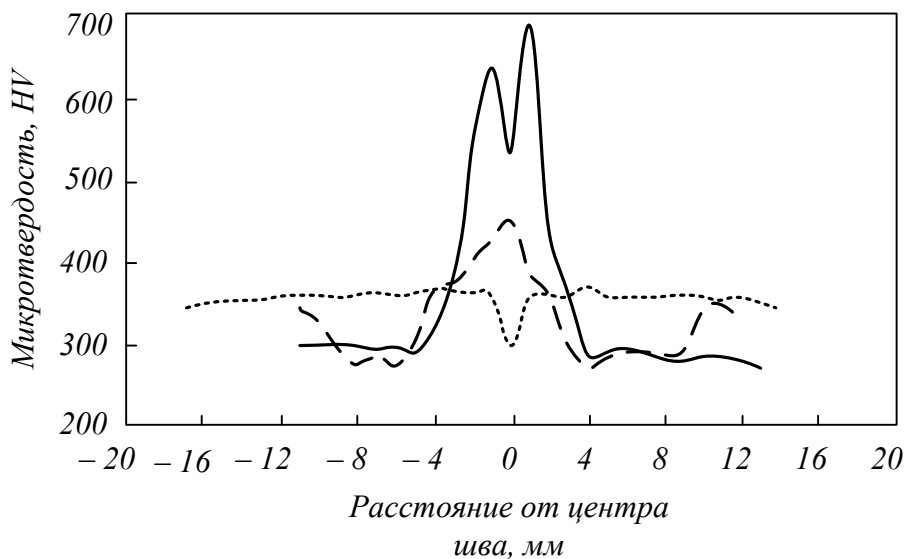


Рис. 6. Распределение микротвердости в сварном соединении:
 — — образец 1; - - - - образец 2; — образец 3

шлаковом характере их происхождения.

Микроструктура в зоне сварного шва рельса после контактной стыковой сварки без проведения контактного перегрева представляет собой игольчатый мартенсит. Такая структура является недопустимой и может повлиять на сроки эксплуатации рельсов. Показано, что проведение дополнительного контактного подогрева приводит к улучшению структуры вследствие снижения количества мартенсита, что сопровождается снижением микротвердости в зоне сварного шва в 1,5 – 2,0 раза.

Установлены оптимальные параметры после-сварочной обработки образцов для стали Э76ХФ: длительность выдержки – 20 с, длительность импульса 0,2 с, длительность интервала – 10 с, количество импульсов 2.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Смирнов Л.А., Дерябин А.А., Добужская А.Б. Повышение качества отечественных железнодорожных рельсов // Бюллетень научно-технической и экономической информации «Черная металлургия». 2005. № 6. С. 43 – 49.
2. Захаров С.М., Мугинштейн Л.А., Шур Е.А. Ренессанс железных дорог: новые вызовы для производителей рельсов // Инженерные решения. 2012. № 1. С. 6 – 7.
3. Лисицын А.И. Актуальные требования к рельсовой продукции, поставляемой для ОАО «РЖД». – В кн.: Улучшение качества и условий эксплуатации рельсов и рельсовых скреплений. Сборник научных докладов по материалам заседания некоммерческого партнерства «Рельсовая комиссия». Челябинск, 24 – 25 сентября 2015 г. – Екатеринбург, 2016. С. 193 – 200.
4. Козлов В.А. Рельсовая сталь. Ч. 1 // Производство проката. 2005. № 8. С. 41 – 46.
5. Рейхарт В.А. Испытания железнодорожных рельсов на экспериментальном кольце ВНИИЖТ // Промышленный транспорт XXI век. 2009. № 4. С. 25 – 29.
6. Георгиев М.Н., Межова Е.М., Морозов Е.М. О механизме развития контактно-усталостных трещин в железнодорожных рельсах // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2000. № 9. С. 50 – 52.
7. Борц А.И., Заграничек К.Л., Долгих Л.В. Результаты сравнительных испытаний рельсов отечественных и зарубежных производителей на контактно-усталостную выносливость. – В кн.: Улучшение качества и условий эксплуатации рельсов и рельсовых скреплений. Сборник научных докладов по материалам 128 заседания некоммерческого партнерства «Рельсовая комиссия», Московская обл., 23 – 25 октября 2012 г. – Екатеринбург, 2013. С. 113 – 127.
8. Шевченко Р.А., Козырев Н.А., Куценко А.И., Усольцев А.А., Куценко А.А. Методика исследования влияния режимов изотермического отжига при сварке рельсов откаточных путей горных выработок // Научные технологии разработки и использования минеральных ресурсов. 2018. № 4. С. 269 – 273.
9. Kozurev N.A., Usoltsev A.A., Kryukov R.E., Shevchenko R.A., Gizatulin R.A., Valueva A.V. Modern methods of rail welding // Key Engineering Materials. 2017. Vol. 736. P. 116 – 121.
10. Гудков А.В., Беляев Д.И., Сальников Б.Б., Хлебников С.В. Машина МСР – 6301 для контактной сварки рельсов в стационарных условиях // Сварочное производство. 2003. № 2. С. 43 – 45.
11. Mutton P., Cookson J., Qiu C., Welsby D. Microstructural characterization of rolling contact fatigue damage in flashbutt welds // Wear. 2016. No. 366. P. 368 – 377.
12. Saita K., Karimine K., Ueda M., Iwano K., Yamamoto T., Hiroguchi K. Trends in rail welding technologies and our future approach // Nippon steel & Sumitomo Metal Technical Report. 2013. No. 105. P. 84 – 92.

© 2020 г. Р.А. Шевченко, Н.А. Козырев, А.Р. Михно, К.А. Бутакова, А.Н. Гостевская
Поступила 24 января 2020 г.

УДК 669. 295

ПОВЫШЕНИЕ УСТАЛОСТНОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ ЛЕГКИХ СПЛАВОВ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКОЙ

К.В. Аксенова¹, И.А. Комиссарова¹, В.Е. Громов¹, С.В. Коновалов², С. Чэнь²

E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

¹Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

²Самарский национальный исследовательский университет имени академика
С.П. Королева, Самара, Россия

Аннотация. Большинство эксплуатационных характеристик металлов и сплавов определяется структурно-фазовым состоянием поверхностных слоев, которое можно значительно улучшить путем упрочнения поверхности. Осуществлена обработка силумина эвтектического состава АК12 и технически чистого титана марки VT1-0 высокоинтенсивным импульсным электронным пучком в различных режимах. Выполнены многоцикловые усталостные испытания и выявлены режимы облучения, позволившие многократно повысить усталостную долговечность исследуемых материалов. Методами сканирующей и просвечивающей электронной дифракционной микроскопии исследованы структурно-фазовые состояния и дефектная субструктура силумина и титана, подвергнутых многоцикловым усталостным испытаниям до разрушения. Облучение поверхности силумина высокоинтенсивным импульсным электронным пучком (энергия электронов 18 кэВ, $E_S = 20 \text{ Дж/см}^2$, $\tau = 150 \text{ мкс}$, $N = 5$ имп., $f = 0,3 \text{ с}^{-1}$) позволяет в 3,5 раза увеличить его усталостную долговечность. Основными причинами многократного повышения усталостной долговечности силумина являются формирование в поверхностном слое многофазной субмикро- и наноразмерной структуры, измельчение крупных пластин кремния до наноразмерного состояния. Физическими причинами увеличения в 2,2 раза усталостной долговечности титана VT1-0 после электронно-пучковой обработки (энергия электронов 16 кэВ, $E_S = 25 \text{ Дж/см}^2$, $\tau = 150 \text{ мкс}$, $N = 3$ имп., $f = 0,3 \text{ с}^{-1}$) являются формирование пластинчатой субструктуры, обусловленное высокоскоростной кристаллизацией поверхностного слоя титана, снижение скалярной плотности дислокаций более чем в два раза.

Ключевые слова: усталость, электронно-пучковая обработка, силумин, титан, структура, фазовый состав.

INCREASE OF THE FATIGUE DURABILITY OF LIGHT ALLOYS BY ELECTRON BEAM TREATMENT

K.V. Aksenova¹, I.A. Komissarova¹, V.E. Gromov¹, S.V. Konovalov², S. Chen²

E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

¹Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

²Samara National Research University, Samara, Russia

Abstract. Most of the metals and alloys performance characteristics are determined by the structural phase state of the surface layers. These characteristics can be significantly improved by surface hardening. Silumin of the eutectic composition AK12 and technically pure titanium of the VT1-0 grade were treated by a high-intensity pulsed electron beam in various modes. Many-cycle fatigue tests were carried out and irradiation modes were revealed, which made it possible to increase significantly the fatigue life of the materials under study. Using the methods of scanning and transmission electron diffraction microscopy, we studied the structural-phase states and defective substructure of silumin and titanium, subjected to multi-cycle fatigue tests to their failure. It was revealed that irradiation of the silumin surface with a high-intensity pulsed electron beam with electron energy parameters 18 keV, $E_S = 20 \text{ J/cm}^2$, $\tau = 150 \text{ }\mu\text{s}$, $N = 5$ pulses, $f = 0.3 \text{ s}^{-1}$ allows its fatigue life to be increased 3.5 times. The main reasons for the multiple increase in the fatigue life of silumin are the formation of a multiphase submicro- and nanoscale structure in the surface layer, and the grinding of large silicon wafers to a nanoscale state. The physical reasons for the 2.2-fold increase in the fatigue life of technically pure titanium after electron-beam treatment according to the mode (electron energy 16 keV, $E_S = 25 \text{ J/cm}^2$, $\tau = 150 \text{ }\mu\text{s}$, $N = 3$ pulses, $f = 0.3 \text{ s}^{-1}$) are the formation of a lamellar substructure due to high-speed crystallization of the titanium surface layer and a more than twofold decrease in the scalar dislocation density.

Keywords: fatigue, electron-beam treatment, silumin, titanium, structure, phase composition.

Введение

В современных условиях эксплуатации машин и конструкций в число основных задач выдвигается решение проблемы повышения прочности, ресурса, живучести и долговечности материалов. Наиболее ответственные и уникальные изделия, машины и конструкции эксплуатируются в режимах циклических деформаций, которые и определяют разрушение даже при незначительных нагрузках [1]. Большинство эксплуатационных характеристик металлов и сплавов обусловлено структурно-фазовым состоянием поверхностных слоев. Эти характеристики можно значительно повысить с помощью упрочнения поверхности [2 – 4].

Одним из перспективных и апробированных методов модифицирования структурно-фазовых состояний поверхностных слоев металлов и сплавов является электронно-пучковая обработка (ЭПО) [5 – 7]. Обработка электронными пучками, обладающими сравнительно большой (сотни микросекунд) длительностью воздействия, приводит к формированию глубоких (до 0,1 мм) модифицированных слоев с дисперсной гомогенной структурой и высокими эксплуатационными характеристиками. Применение электронных пучков позволяет в десятки раз сократить время обработки материала по сравнению с традиционными методами, проводить локальное упрочнение в необходимых местах, а также автоматизировать процесс обработки [8 – 10]. Все это обуславливает высокую экономическую эффективность практического использования данного метода упрочнения.

Настоящая работа является продолжением проводимых в последние годы в научной школе кафедры естественнонаучных дисциплин имени профессора В.М. Финкеля СибГИУ исследований по установлению влияния внешних энергетических воздействий на цветные металлы и сплавы, подвергаемые пластической деформации [11 – 15].

Целью настоящей работы является установление механизмов и закономерностей влияния электронно-пучковой обработки на повышение усталостного ресурса, формирование и эволю-

цию структуры и фазового состава силумина АК12 и титана ВТ1-0.

Материалы и методика исследования

В качестве материалов для исследований использовали промышленный сплав АК12 (силумин эвтектического состава) в литом состоянии и технически чистый титан ВТ1-0 после отжига при температуре 1173 К в течение 90 мин с охлаждением в печи. Проведение испытаний на усталость, как и в работах [12 – 15], осуществляли на специальной установке по схеме циклического асимметричного консольного изгиба. Частота нагружения образцов изгибом составляла 15 Гц. При испытаниях определяли число циклов до полного разрушения образцов.

Модифицирование поверхностного слоя образцов осуществляли высокоинтенсивным электронным пучком субмиллисекундной длительности воздействия на установке «СОЛО», разработанной в ФГБУН «Институт сильноточной электроники Сибирского отделения РАН» (г. Томск). Электронно-пучковую обработку проводили со стороны концентратора напряжений перед проведением усталостных испытаний. Режимы ЭПО представлены в таблице.

Исследования поверхности разрушения проводены методами сканирующей электронной микроскопии. Анализ фазового состава и состояния дефектной субструктуры материала выполнен методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии (прибор JEM-2100F). Фольги для исследований готовили методом ионного утонения пластинок, вырезанных электроискровым методом из образцов параллельно поверхности разрушения на максимально близком к ней расстоянии.

Результаты исследования и их обсуждение

Результаты испытаний образцов силумина и титана на многоцикловую усталость приведены на рис. 1. Образцы силумина в исходном состоянии выдерживали $1,30 \cdot 10^5$ циклов до разрушения ($N_{ц}$), а в зависимости от режима ЭПО это число возрастало до $5,17 \cdot 10^5$ (рис. 1, а). Макси-

Режимы электронно-пучковой обработки

Материал	Силумин АК12					Титан ВТ1-0				
	1	2	3	4	5	1				
Режим										
Энергия электронов, кэВ	18					16				
Частота следования импульсов (f), Гц	0,3					0,3				
Длительность импульса (τ), мкс	150				50	150				
Плотность энергии пучка электронов (E_S), Дж/см ²	20	15	25	20	10	10	15	20	25	30
Количество импульсов воздействия (N), имп.	1	3			5	3				
Совокупная плотность мощности ($W_S \cdot N$), Вт·имп./см ²	0,13	0,30	0,51	0,67	1,00	–				

мальное увеличение усталостной долговечности (приблизительно в 3,5 раза) обеспечивал режим ЭПО с параметрами: энергия электронов 18 кэВ, $E_S = 20 \text{ Дж/см}^2$, $\tau = 150 \text{ мкс}$, $N = 5 \text{ имп.}$, $f = 0,3 \text{ с}^{-1}$ (рис. 1, а, режим 4). Усталостную долговечность титана более чем в два раза позволил увеличить режим облучения с параметрами: энергия электронов 16 кэВ, $E_S = 25 \text{ Дж/см}^2$, $\tau = 150 \text{ мкс}$, $N = 3 \text{ имп.}$, $f = 0,3 \text{ с}^{-1}$ (рис. 1, б).

В исходном состоянии силумин является многофазным материалом и содержит, кроме фаз на основе алюминия и кремния, интерметаллидные соединения состава Al – Si – Fe – Mn. Большую часть выделений вторых фаз составляют включения кремния преимущественно пластинчатой формы с размерами от единиц до десятков микрометров. Электронно-пучковая обработка поверхности силумина в зависимости от параметров энергии пучка электронов сопровождается либо оплавлением поверхности образца ($E_S = 15 \text{ Дж/см}^2$, $\tau = 150 \text{ мкс}$, $N = 3 \text{ имп.}$), либо плавлением поверхностного слоя материала толщиной от единиц до десятков микрометров ($E_S = 20 \text{ Дж/см}^2$, $\tau = 150 \text{ мкс}$, $N = 5 \text{ имп.}$) [13, 14]. Проведение ЭПО силумина по режиму $E_S = 15 \text{ Дж/см}^2$, $\tau = 150 \text{ мкс}$, $N = 3 \text{ имп.}$ инициирует начальную стадию плавления включений кремния, приводит к протеканию двух взаимосвязанных процессов: глобуляризации включений кремния (рис. 2, а) и хрупкого разрушения пластин кремния (рис. 2, б). Процесс разрушения пластин сопровождается формированием многочисленных микропор, расположенных вдоль границы раздела пластина – матрица, и микротрещин, расположенных в пластинах кремния (рис. 2, в). Очевидно, что формирование такого

высокодефектного поверхностного слоя и способствует низкой усталостной долговечности.

Проведение ЭПО силумина (по режиму $E_S = 20 \text{ Дж/см}^2$, $\tau = 150 \text{ мкс}$, $N = 5 \text{ имп.}$) инициирует высокоскоростное плавление и последующую высокоскоростную кристаллизацию, приводит к существенному измельчению структуры поверхности (рис. 2, д). На поверхности облучения формируется однородная структура зеренного (ячеистого) типа (размер областей изменяется от 30 до 50 мкм). Области разделены прослойками кремния, поперечные размеры которых не превышают 10 мкм [14]. Толщина расплавленного слоя образцов силумина, подвергнутых ЭПО (с параметрами $E_S = 20 \text{ Дж/см}^2$, $\tau = 150 \text{ мкс}$, $N = 5 \text{ имп.}$) и разрушенных после $5,17 \cdot 10^5$ циклов, изменяется в пределах до 20 мкм (рис. 2, е). Концентраторы напряжений (микропоры, микротрещины, микрократеры, хрупкие включения частиц интерметаллидов), способные являться источниками разрушения образцов, на кромке излома не обнаруживаются (рис. 2, д). Высокоскоростная кристаллизация приводит к формированию двухфазной субзеренной структуры (кремний и твердый раствор на основе алюминия), размеры ячеек которой изменяются в пределах от 100 до 250 нм (рис. 2, е). Формирование подобной многофазной субмикро- и наноразмерной структуры и является определяющей причиной, способствующей многократному увеличению усталостной долговечности силумина.

Титан ВТ1-0 в исходном состоянии является поликристаллическим материалом, средний размер зерен которого составляет приблизительно 25 мкм. Исследование морфологии поверхности, сформировавшейся в результате

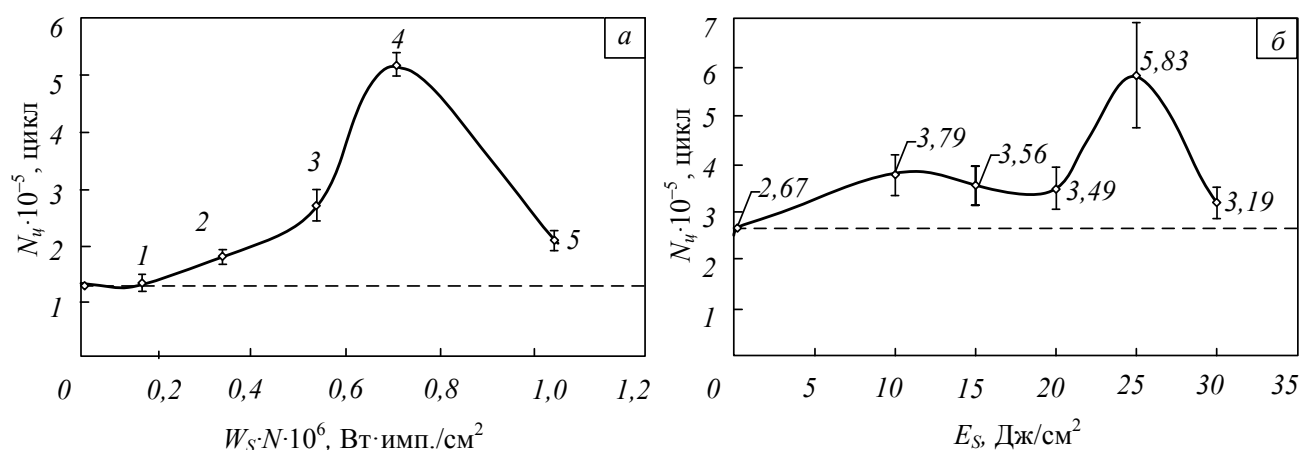


Рис. 1. Зависимость количества циклов N_n до разрушения силумина от произведения плотности мощности W_S на количество импульсов воздействия N пучка электронов (а) и титана от плотности энергии пучка электронов (б) при использовании режимов облучения 1 – 4 (штриховой линией показано среднее значение усталостной долговечности исходного материала)

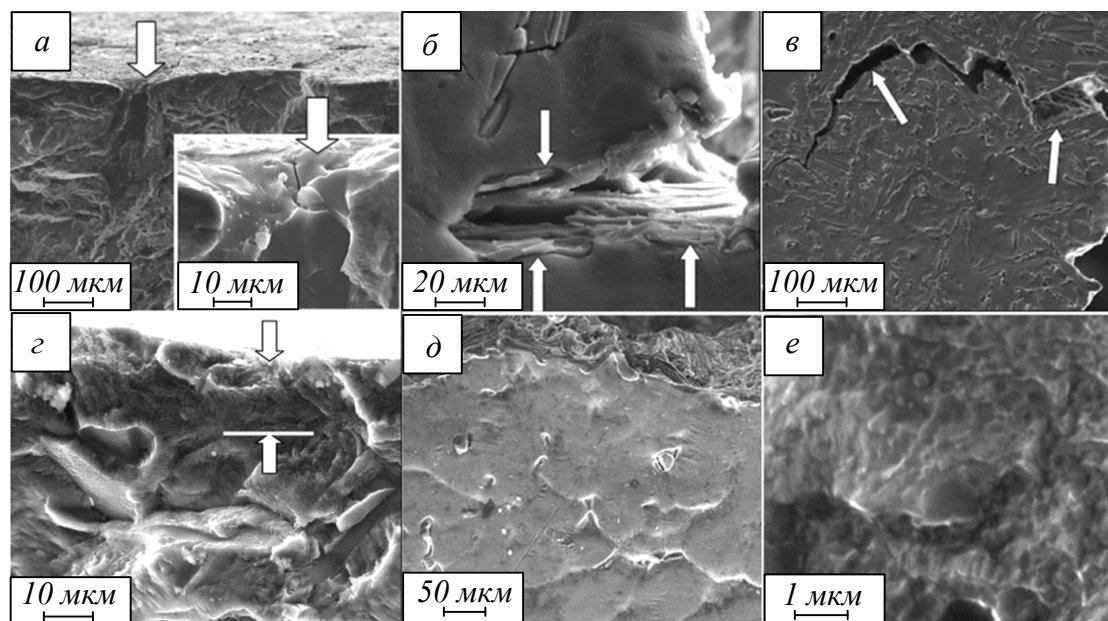


Рис. 2. Изображение поверхности разрушения образцов силумина:

a – в – ЭПО с параметрами $E_S = 15 \text{ Дж/см}^2$, $\tau = 150 \text{ мкс}$, $N = 3$ имп., *г – е* – ЭПО с параметрами $E_S = 20 \text{ Дж/см}^2$, $\tau = 150 \text{ мкс}$, $N = 5$ имп. (стрелками на поз. *a, в* указаны микротрещины, сформировавшиеся при усталостных испытаниях на поверхности облучения, на поз. *б* – пластины кремния, разрушенные в процессе усталостных испытаний, на поз. *г* – расплавленный электронным пучком поверхностный слой)

усталостных испытаний до разрушения титана [15], облученного электронным пучком (с параметрами $E_S = 20 \div 30 \text{ Дж/см}^2$, $\tau = 150 \text{ мкс}$, $N = 1$ имп.), показало, что усталостный излом имеет многослойное строение и характеризуется наличием поверхностного слоя толщиной 10 – 15 мкм, промежуточного слоя толщиной 25 – 35 мкм, переходного слоя и основного объема материала (слои 1 – 4 на рис. 3, *a*). Поверхностный слой 1 имеет столбчатое строение, что указывает на высокую скорость кристаллизации материала. Слой 1 сформировался в результате плавления и скоростной кристаллизации однофазного (жидкая фаза) состояния. Слой 2 формируется в результате кристаллизации двухфазного (жидкая фаза + твердая фаза) состояния материала.

Структура поверхностного слоя технического титана, облученного электронным пучком и разрушенного в результате усталостных испытаний, существенно отличается от структуры, выявленной в титане в необлученном состоянии: поверхностный слой толщиной приблизительно 10 мкм имеет пластинчатую структуру (рис. 3, *б*). Пластинки α -титана, как правило, расположены под углом 70 – 90° к поверхности облучения. По мере удаления от поверхности облучения эта тенденция теряется и на глубине приблизительно 10 мкм пластины располагаются более разнообразно по отношению к поверхности облучения. На глубине 12 – 15 мкм наряду с пластинчатой структурой выявляется субзе-

ренная структура (рис. 3, *в*), которая становится преобладающим типом структуры материала в слое, расположенном на расстоянии 30 – 40 мкм от поверхности облучения (рис. 3, *г*). Зеренная структура, подобная структуре необлученных разрушенных образцов технического титана ВТ1-0, выявляется на глубине приблизительно 80 мкм (рис. 3, *д*). Скалярная плотность дислокаций, усредненная по всем типам дислокационных субструктур, после ЭПО уменьшается более, чем в два раза: до $1,2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

Таким образом, физической причиной увеличения усталостной долговечности технического титана марки ВТ1-0, облученного интенсивным импульсным электронным пучком, являются формирование пластинчатой субструктуры, которое инициируется высокоскоростной кристаллизацией поверхностного слоя титана, и снижение средней плотности дислокаций.

Выводы

В результате проведенных методами современного физического материаловедения исследований установлено влияние электронно-пучковой обработки на изменение усталостной долговечности, формирование структуры, фазового состава и дефектной субструктуры в условиях усталостного нагружения силумина АК12 и технического титана ВТ1-0.

Показано, что высокоскоростное плавление и последующая кристаллизация поверхностного

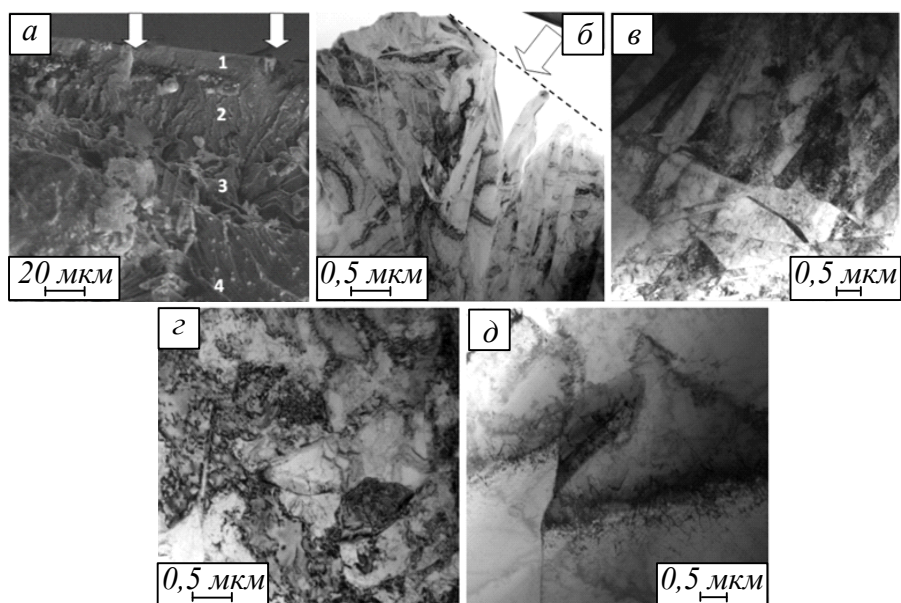


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение структуры технически чистого титана, подвергнутого ЭПО ($E_S = 25 \text{ Дж/см}^2$; $\tau = 150 \text{ мкс}$; $N = 3 \text{ имп.}$) и последующим усталостным испытаниям до разрушения (на поз. *a* штриховой линией обозначена поверхность образца, стрелками указано направление облучения электронным пучком)

слоя, протекающие при облучении силюмина электронным пучком (энергия электронов 16 кэВ, $E_S = 20 \text{ Дж/см}^2$; $\tau = 150 \text{ мкс}$; $N = 5 \text{ имп.}$, $f = 0,3 \text{ с}^{-1}$), приводят к образованию структуры ячеистого типа с распределенным по границам ячеек кремнием в виде протяженных прослоек или включений глобулярной формы. Формирование подобной микро- и наноразмерной многофазной структуры и измельчение крупных пластин кремния до наноразмерного состояния являются основными причинами многократного увеличения усталостной долговечности силюмина, облученного электронным пучком.

Облучение технически чистого титана марки ВТ1-0 высокоинтенсивным импульсным электронным пучком (энергия электронов 16 кэВ, $E_S = 25 \text{ Дж/см}^2$, $\tau = 150 \text{ мкс}$, $N = 3 \text{ имп.}$, $f = 0,3 \text{ с}^{-1}$) приводит к измельчению зеренной структуры и формированию внутризеренной субструктуры, то есть к формированию в поверхностном слое дополнительных структурных уровней субмикро- и наноразмерного диапазона. Выявлен слоистый характер строения поверхностного слоя, что является одной из основных причин увеличения более чем в два раза усталостной долговечности титана.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Терентьев В.Ф., Оксогоев А.А. Циклическая прочность металлических материалов. – Новосибирск: НГТУ, 2001. – 80 с.
2. Емельянов С.Г., Родионов А.А., Осинцев А.Н., Колмыков Д.В. Комбинированные методы упрочняющей обработки стальных изделий // Известия Юго-Западного государственного университета. 2012. Ч. 1. № 2 (41). С. 65 – 71.
3. Zhukeshov A.M., Gabdullina A.T., Amrenova A.U., Ibraimova S.A. Hardening of structural steel by pulsed plasma treatment // Journal of Nano and Electronic Physics. 2014. Vol. 6 (3). P. 03066.
4. Якушин В.Л. Модифицирование углеродистых и низколегированных сталей потоками высокотемпературной импульсной плазмы // Металлы. 2005. № 2. С. 12 – 24.
5. Hao Y., Gao B., Tu G.F. et al. Surface modification of Al-12.6Si alloy by high current pulsed electron beam // Applied Surface Science. 2012. Vol. 258. P. 2052 – 2056.
6. Hu J.J., Zhang G.B., Xu H.B., Chen Y.F. Microstructure characteristics and properties of 40Cr steel treated by high current pulsed electron beam // Materials Science and Technology. 2012. Vol. 27 (4). P. 300 – 303.
7. Zhang X.D., Hao S.Z. et al. Surface modification of pure titanium by pulsed electron beam // Applied Surface Science. 2011. No. 257. P. 5899 – 5902.
8. Dong C., Wu A., Hao S. et al. Surface treatment by high current pulsed electron beam // Surface and Coatings Technology. 2003. Vol. 163-164. P. 620 – 624.
9. Ласковнев А.П., Иванов Ю.Ф., Петрикова Е.А. и др. Модификация структуры и свойств эвтектического силюмина электронно-ионно-плазменной обработкой. – Минск: Белорусская наука, 2013. – 287 с.
10. Федун В.И., Коляда Ю.Е. Динамика фазовых превращений при поверхностной мо-

- дификации металлов и сплавов электронным пучком // Вопросы атомной науки и техники. 2010. № 4. С. 316 – 320.
11. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Соскова Н.А. и др. Электронно-пучковая обработка поверхности сплавов на основе титана, модифицированных плазмой электрического взрыва проводящего материала // Изв. РАН. Серия Физическая. 2012. Т. 76. № 11. С. 1393.
 12. Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Vorobiev S.V., Kononov S.V. Fatigue of steels modified by high intensity electron beams. – Cambridge: Cambridge International Science Publishing Ltd, 2015. – 272 p.
 13. Модифицирование структуры и свойств легких сплавов упрочняющими технологиями / В.Е. Громов, Ю.Ф. Иванов, С.В. Коновалов, К.В. Аксёнова, Л.П. Бащенко, Т.Ю. Кобзарева. – Новокузнецк: Полиграфист, 2015. – 226 с.
 14. Усталость силумина, модифицированного электронно-пучковой обработкой / Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов, С.В. Коновалов, К.В. Аксёнова. – Новокузнецк: Полиграфист, 2016. – 184 с.
 15. Kononov S.V., Komissarova I.A., Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Kosinov D.A. Structural and phase changes under electropulse treatment of fatigue-loaded titanium alloy VT1-0 // Journal of Materials Research and Technology. 2019. Vol. 8 (1). P. 1300 – 1307.
- © 2020 г. *К.В. Аксенова, И.А. Комиссарова, В.Е. Громов, С.В. Коновалов, С. Чэнь*
Поступила 8 февраля 2020 г.

УДК 621.771.65

АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА РЕЛЬСОВЫХ СТАЛЕЙ НА ИХ ПЛАСТИЧНОСТЬ

А.А. Уманский¹, А.В. Головатенко², А.С. Симачев¹

E-mail: umanskii@bk.ru

¹Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

²АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат»,
Новокузнецк, Россия

Аннотация. На основании проведенных экспериментальных исследований определены закономерности влияния химического состава рельсовых сталей марок Э76ХФ и Э90ХАФ на их максимальную пластичность. Получены данные о значимом влиянии увеличения содержания углерода, азота, ванадия, серы и фосфора в указанных сталях в рамках интервала (согласно ГОСТ) на уменьшение их пластичности. Показано значимое влияние повышения скорости деформации рассматриваемых сталей на снижение их горячей пластичности.

Ключевые слова: рельсовые стали, скорость деформации, горячая пластичность, грузонапряженность, дифференцированно-термоупрочненные рельсы.

ANALYSIS OF THE INFLUENCE OF CHEMICAL COMPOSITION OF RAIL STEELS ON ITS PLASTICITY

A.A. Umanskii¹, A.V. Golovatenko², A.S. Simachev¹

E-mail: umanskii@bk.ru

¹Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

²EVRAZ Consolidated West Siberian Metallurgical Plant JSC, Novokuznetsk, Russia

Abstract. Based on experimental research, regularities of influence of chemical composition of E76KHF and E90KHAФ rail steel on its maximum plasticity are defined. Data on significant effect of increasing content of carbon, nitrogen, vanadium, sulfur and phosphorus in these steel grades within the interval specified in the state standard on reduction of their plasticity are obtained. Significant effect of increase in steels deformation rate on reduction of their hot plasticity is shown.

Keywords: rail steels, deformation rate, hot plasticity, traffic load capacity, heat-strengthened rails.

В последние годы отмечается значительное усложнение условий эксплуатации железнодорожных путей, связанное, прежде всего, с повышением грузонапряженности (рис. 1). Данный факт обуславливает необходимость внедрения и расширения использования железнодорожных рельсов, обладающих повышенными эксплуатационными свойствами.

Высокие эксплуатационные характеристики рельсов достигаются за счет совместного действия двух технологических решений: использования новых режимов термообработки и изменения химического состава рельсовой стали. В

настоящее время для массового производства дифференцированно-термоупрочненных рельсов общего назначения (категория ДТ350) используется сталь 76ХФ, ранее термоупрочненные рельсы (категории Т1 и Т2) производились из стали 76Ф. На наиболее сложные участки железнодорожного пути (с малым радиусом кривизны, в суровых климатических условиях) укладываются рельсы категории ДТ370ИК (дифференцированно-термоупрочненные с прокатного нагрева повышенной износостойкости и контактной выносливости), произведенные из стали 90ХАФ. В перспективе на таких участках

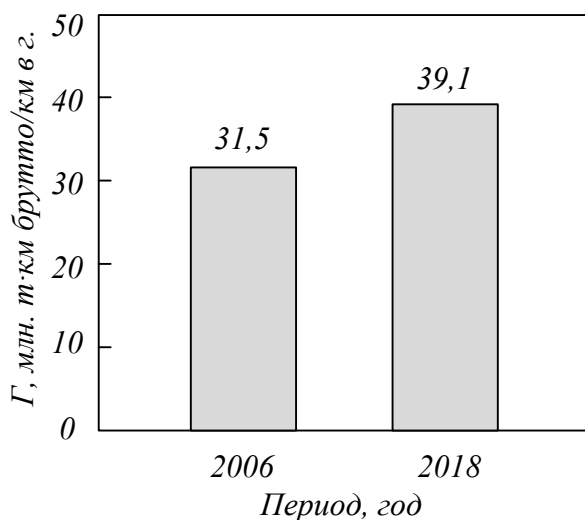


Рис. 1. Динамика грузонапряженности (G) железнодорожных путей

пути планируется переход на рельсы новой категории ДТ400ИК, для производства которых вероятно использование стали новой марки 100ХАФ. Рельсы категории ДТ370ИК планируются для массового использования вместо рельсов общего назначения категории ДТ350. Таким образом, имеет место тенденция к изменению химического состава рельсовых сталей: повышение содержания углерода, одновременное легирование несколькими элементами и увеличение их концентраций в стали (табл. 1).

Изменение химического состава рельсовых сталей оказывает значительное влияние на их пластические характеристики. Имеющиеся данные различных исследователей [1 – 6] свидетельствуют о тенденции к снижению пластичности сталей при увеличении содержания углерода и вышеперечисленных легирующих элементов. Этот факт необходимо учитывать при разработке режимов производства рельсов, поскольку снижение пластичности повышает вероятность образования дефектов в процессе прокатки. Данные различных исследователей не позволяют количественно оценить влияние химического состава стали на пластичность, что объясняется сложным характером процессов, протекающих в легированных сталях при горячей деформации. Фактически получение адекватных количественных зависимостей пластических свойств сталей конкретных марок от содержания в них примесных и легирующих элементов возможно только на основании экспериментальных исследований.

Представленная работа проводилась в рамках продолжения исследований влияния технологических параметров на пластичность рельсовых сталей вновь осваиваемых марок. Ранее проведенными исследованиями определены законо-

мерности изменения горячей пластичности сталей марок Э76ХФ и Э90ХАФ от температуры деформации [7 – 9]. Экспериментальные исследования горячей пластичности проводили методом горячего кручения на специализированной лабораторной установке. В качестве объекта исследований использовали образцы непрерывно литых заготовок сталей марок Э76ХФ и Э90ХАФ, произведенных в электросталеплавильном цехе АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» (АО «ЕВРАЗ ЗСМК»); при этом выбор образцов для исследований осуществляли исходя из получения максимального интервала изменения содержания основных химических элементов (табл. 2). Исследования проводили при температуре деформации 1100 °С, что соответствует температуре максимальной пластичности сталей марок Э76ХФ и Э90ХАФ [4, 5] и скоростях деформации 1 и 10 с⁻¹.

На основании обработки экспериментальных данных, проведенной с использованием стандартной методики множественного регрессионного анализа, показано, что повышение содержания углерода, азота и серы в рассматриваемых интервалах изменения их концентраций снижает пластичность сталей Э76ХФ и Э90ХАФ, при этом с увеличением скорости деформации пластичность (Λ_p) уменьшается:

– сталь Э76ХФ, скорость деформации 1 с⁻¹:

$$\Lambda_p = 141,1 - 79,8[C] - 116,4[V] - 1844,5[N] - 680,1[S] - 727,8[P]; \quad (1)$$

– сталь Э76ХФ, скорость деформации 10 с⁻¹:

$$\Lambda_p = 124,5 - 73,2[C] - 109,4[V] - 1750,6[N] - 711,3[S] - 835,7[P]; \quad (2)$$

– сталь Э90ХАФ, скорость деформации 1 с⁻¹:

$$\Lambda_p = 76,7 - 30,2[C] - 57,1[V] - 873,9[N] - 321,5[S] - 433,6[P]; \quad (3)$$

– сталь Э90ХАФ, скорость деформации 10 с⁻¹:

$$\Lambda_p = 71,1 - 32,4[C] - 63,6[V] - 801,4[N] - 299,8[S] - 322,4[P]. \quad (4)$$

Снижение пластичности стали при увеличении содержания углерода является общеизвестным фактом, в особенности при высоких концентрациях данного элемента, что обусловлено выделением цементита Fe₃C по границам зерен. Повышение содержания ванадия и азота в стали

Изменение химического состава рельсовых сталей

Сталь марки	Содержание химических элементов, %									
	C	Mn	Si	V	Cr	N	S	P	Cu	Ni
ГОСТ Р 51685 – 2000										
Э76Ф, К76Ф	0,71 – 0,82	0,75 – 1,15	0,25 – 0,60	0,03 – 0,15	≤ 0,20	–	≤ 0,025	≤ 0,025	≤ 0,20	≤ 0,20
ГОСТ Р 51685 – 2013										
76ХФ	0,71 – 0,82	0,75 – 1,25	0,25 – 0,60	0,03 – 0,15	0,20 – 0,80	–	≤ 0,020	≤ 0,020	≤ 0,20	≤ 0,15
90ХАФ	0,83 – 0,95	0,75 – 1,25	0,25 – 0,60	0,08 – 0,15	0,20 – 0,60	0,010 – 0,020	≤ 0,020	≤ 0,020	≤ 0,20	≤ 0,15

Таблица 2

Фактический химический состав исследуемых рельсовых сталей

Сталь марки	Содержание химических элементов, %									
	C	Mn	Si	V	Cr	N	S	P	Cu	Ni
Э76ХФ	0,72 – 0,80	0,82 – 0,97	0,39 – 0,56	0,03 – 0,07	0,36 – 0,54	0,006 – 0,012	0,009 – 0,018	0,008 – 0,015	0,07 – 0,14	0,05 – 0,11
Э90ХАФ	0,84 – 0,93	0,76 – 0,95	0,42 – 0,53	0,08 – 0,11	0,24 – 0,39	0,010 – 0,015	0,007 – 0,016	0,006 – 0,014	0,06 – 0,12	0,03 – 0,12

Влияние углерода, серы и фосфора выражено менее значительно (рис. 2, б – з), несмотря на заметно более широкий интервал изменения их содержания, что также свидетельствует в пользу преобладающего влияния азота на пластичность стали. Фактический интервал изменения содержания углерода охватывает практически весь диапазон изменения его концентрации согласно ГОСТ (рис. 2, б); диапазон изменения содержания серы составляет 0,009 % для обеих исследуемых сталей, фосфора – 0,007 – 0,008 %, при этом верхний предел близок к максимально допустимой концентрации согласно требований ГОСТ (0,020 %) (рис. 2, в, з). Из перечисленных элементов наименьшее влияние на пластичность оказывает ванадий (рис. 2, д), что объясняется достаточно узким интервалом изменения его концентрации: содержание данного элемента находится ближе к нижнему пределу требований ГОСТ, что обусловлено стремлением снизить себестоимость стали.

Полученные данные о влиянии скорости деформации на пластичность свидетельствуют, что при увеличении скорости деформации с 1 до 10 с⁻¹ максимальная пластичность стали марки Э76ХФ снижается на 27 – 33 % при прочих равных условиях, а для стали марки Э90ХАФ отмечается уменьшение максимальной пластичности на 21 – 24 % (рис. 2). Этот факт объясняется тем, что при увеличении скорости деформации происходит уменьшение времени протекания процесса рекристаллизации и, следовательно, увеличивается упрочнение стали.

Выводы

На основании экспериментальных исследований получены регрессионные зависимости максимальной пластичности рельсовых сталей марок Э76ХФ и Э90ХАФ от изменения содержания примесных и легирующих элементов в рамках интервала их изменения согласно действующего ГОСТ при различных скоростях деформации. Показано, что увеличение содержания углерода, азота, ванадия, серы и фосфора обуславливает уменьшение максимальной пластичности рассматриваемых рельсовых сталей; при этом наибольшее количественное влияние на снижение пластичности оказывает азот, что связано с образованием карбонитридов ванадия. Установлено, что повышение скорости деформации рельсовых сталей марок Э76ХФ и Э90ХАФ с 1 до 10 с⁻¹ приводит к снижению пластичности на 27 – 33 и 21 – 24 % соответственно при прочих равных условиях.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Дзугутов М.Я. Пластичность и деформируемость высоколегированных сталей и сплавов. – М.: Металлургия, 1990. – 303 с.
2. Бирза В.В., Бирза А.В. Классификация сталей по показателю предельной пластичности при обработке давлением // Сталь. 2010. № 7. С. 66 – 71.
3. Дженсто С.Г. Влияние характеристик выплавки и разлива на горячую пластичность балочной, сортовой и слябовой заготовки из

- ниобийсодержащих сталей // Изв. вуз. Черная металлургия. 2011. № 9. С. 13 – 20.
4. Колпишон Э.Ю., Иванова М.В., Афанасьев С.Ю., Шитов Е.В. Влияние химического состава на технологическую пластичность азотсодержащей аустенитной стали // Электрометаллургия. 2006. № 11. С. 40 – 44.
 5. Перетягко В.Н., Темлянцев М.В., Филиппова М.В. Развитие теории и практики металлургических технологий. Т. 2. Пластичность и разрушение стали в процессах нагрева и обработки давлением. – М.: Теплотехник, 2010. – 352 с.
 6. Гладовский С.В., Потапов А.И., Салихьянов Д.Р., Фомин А.В., Гриценко И.С. Исследование сопротивления деформации и пластичности низко- и среднеуглеродистых конструкционных сталей с целью повышения качества проката // Калибровочное бюро. 2015. № 5. С. 45 – 64.
 7. Уманский А.А., Головатенко А.В., Симачев А.С., Дорофеев В.В., Осколкова Т.Н. Исследования пластичности и сопротивления деформации легированных рельсовых сталей в температурном интервале прокатки // Изв. вуз. Черная металлургия. 2019. Т. 62. № 6. С. 452 – 460.
 8. Уманский А.А., Головатенко А.В., Темлянцев М.В., Дорофеев В.В. Экспериментальные исследования пластичности и сопротивления деформации хромистых рельсовых сталей // Черные металлы. 2019. № 6. С. 24 – 28.
 9. Уманский А.А., Филиппова М.В., Темлянцев М.В., Головатенко А.В., Симачев А.С. Разработка теоретических основ повышения энергоэффективности процессов пластической деформации сложнолегированных сталей специального назначения при их обработке давлением. – В кн.: Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии. 2017. № 39. С. 73 – 82.
 10. Гарост А.И. Неметаллические включения и формирование структуры модифицированной высокомарганцовистой стали // Литье и металлургия. 2006. № 1 (37). С. 75 – 83.
- © 2020 г. *А.А. Уманский, А.В. Головатенко, А.С. Симачев*
Поступила 6 ноября 2019 г.

ПРОБЛЕМА МОТИВАЦИИ ТРУДА ПЕРСОНАЛА

Л.А. Пьянкова

E-mail: duby.ludmila@yandex.ru

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

Аннотация. Представлены различные подходы к мотивации труда персонала в рамках научной школы управления, в содержательных и процессных теориях; описаны критерии для выбора мотивационного воздействия, выделены его этапы и направления. Отмечается, что мотивированный персонал – это залог успешной работы и поступательного движения организации для реализации ее стратегии и упрочнения положения на рынке. Ключевая дефиниция статьи раскрывается как совокупность движущих сил, находящихся как во внешней среде, так и внутри человека, побуждающих его к осуществлению определенных действий, задающих им определенную направленность.

Ключевые слова: мотивация, мотивация труда персонала, типы мотивации.

THE PROBLEM OF STAFF MOTIVATION

L.A. Pyankova

E-mail: duby.ludmila@yandex.ru

Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

Abstract. The article presents different approaches to motivation of staff in management scientific school, in content and process theories, describes criteria for motivational impact selection, presents its stages and directions. It is noted that motivated personnel are the key to successful work and progressive movement of organization to its strategy implementation and strengthening its market position. The key definition of the article is revealed as a set of driving forces, both in the external environment and within the person, encouraging him/her to carry out certain actions that give them a certain direction.

Keywords: motivation, staff motivation for work, types of motivation.

В современных реалиях проблема мотивации персонала играет важную роль в успешном развитии не только организации в целом, но и каждого ее работника. Мотивированный персонал – это залог успешной работы и поступательного движения организации для реализации ее стратегии и упрочнения положения на рынке. Это не может не актуализировать интерес к данной проблематике как теоретиков, так и практиков управления персоналом.

Введение в научный оборот термина «персонал» отражает восприятие работника организации, что главный ресурс и достояние предприятия – это уникальность его личностных, деловых и профессиональных качеств, реализуемых в ходе решения им производственных задач. Как объект мотивации его следует рассматривать в

контексте неких психофизических различий и потребностей. Персонал наделен комплексом характеристик, отражающих готовность выполнять труд заданного содержания, является носителем определенного статуса профессии, корпоративной культуры организации, решает определенной сложности трудовые задачи.

Персонал выступает наиболее сложным объектом мотивации в организации в силу ряда причин:

- является, по сути, субъектом, то есть носителем активного начала;
- имеет возможность самостоятельно принимать решения;
- критически оценивает поставленные перед ним задачи и реализуемые методы управленческого воздействия на предмет их своевременности и адекватности;

– имеет собственные интересы, нередко отличные от интересов предприятия;

– весьма чувствителен к мотивационному воздействию, чутко реагирует на несправедливость руководства и имеет субъективное представление о характере и способах справедливого поощрения и наказания сотрудников.

В самом общем виде ключевую дефиницию можно рассматривать как совокупность движущих сил, находящихся как во внешней среде, так и внутри человека, побуждающих его к осуществлению определенных действий, задающих им определенную направленность. При этом индивидуально-типологические особенности человека, в ряду которых стоит и мотивация, вызывает крайне неоднозначные реакции индивида на внешние воздействия, что и обуславливает неодинаковую эффективность различных влияний на производстве со стороны руководства в отношении сотрудников. Поэтому неудивительно, что не существует единых для всех сотрудников мотиваторов как совокупности мотивов, образующих мотивационное ядро личности, определяющих отношение человека к работе. Мотиваторами могут выступать значимые для работника индикаторы его личностных и профессиональных предпочтений: условия труда, субъективные обстоятельства, установка на успех, устойчивые потребности, интересы, нравственные предпочтения, настроение и так далее.

Принимая во внимание сказанное, можно сформулировать более детализированное определение мотивации. Мотивация – это психофизиологический сигнал, вызывающий возбуждение отделов мозга и побуждающий человека к удовлетворению своих потребностей, наличие причинно-следственной связи между чем-либо (поступками, действиями, явлениями), потребность, инстинкт, влечение [1].

Точкой старта проблемы мотивации работников стали капиталистические отношения, актуализировавшие, по мнению представителя классической политэкономии А. Смита, такие экономические мотивы, в основе которых лежит естественное желание человека труда к получению экономической выгоды, повышению своего материального достатка.

Английский фабрикант Р. Оуэн считал, что важное мотивационное средство – улучшение социальной сферы человека, связанной с условиями его труда, с разработкой системы открытой и справедливой его оценки, с обеспечением приличного жилья для работников и их семей и с прочим [2].

Весомый вклад в развитие представлений о мотивации трудовой деятельности внесли зарубежные представители научной школы управле-

ния Ф. Тейлор, Ф. Гилберт и Л. Гилберт, Г. Эмерсон [2].

Ф. Тейлор установил связь между низкой производительностью труда работников и несовершенной системой их стимулирования. К такому выводу он пришел в ходе изучения особенностей производственных процессов на нескольких предприятиях. Основатель школы научного управления предложил использовать систему материальных стимулов, основным из которых является вознаграждение, следующее сразу же за выполнением работы. Только в таком случае, по мнению менеджера, оно имеет стимулирующий эффект. Прогрессивная же система оплаты труда призвана была поддержать у работника состояние постоянного ожидания вознаграждения. В основе такого поощрения лежали определенные принципы, призванные сделать формальным этот процесс: плата человеку, а не месту; установление расценок на основе точного знания, а не догадок; единообразие расценок. Эффект от внедрения данного подхода к стимулированию труда был очевиден: у рабочих появилась заинтересованность в интенсивной работе, возникло сотрудничество с администрацией и тому подобное. У Ф. Тейлора понятие вознаграждения понималось широко и включало не только денежные поощрения, но и социальные блага: организацию рабочих столовых, детских садов, вечерних курсов и прочее. Все это позволило сформировать более умелых и превосходящих в интеллектуальном отношении рабочих, а также «доброе чувство к хозяевам». Однако Ф. Тейлор нивелировал роль личности в производственном процессе, видя в ней, прежде всего наиболее эффективное средство выполнения поставленных задач, полагая, что повышение производительности одного работника ставит в положение отстающих других, которые также должны стремиться повысить производительность труда. Такой недостаток повышения производительности труда с одновременным понижением расценок на него привел в итоге к тому, что интенсивность труда не привела к росту заработной платы. Передовиков же производства коллектив не жаловал, большинство предпочитало трудиться в привычном темпе и нуждалось в нормальных человеческих отношениях. Заслуга Ф. Тейлора в усовершенствовании операций и внедрении системы материального стимулирования. Однако важно было в этих обстоятельствах научиться управлять человеческими взаимоотношениями.

Для более успешного, эффективного управления мотивацией необходимо было изучать человека, его индивидуально-типологические особенности и адаптационные возможности,

чему и содействовало появление «поведенческой школы», предметом изучения которой стало поведение человека в производственной среде и зависимость его мотивации от морально-психологического состояния. Принято считать, что начало этому направлению положил один из основателей поведенческой школы Э. Мейо, психолог-клиницист. В 1927 – 1932 гг. совместно с коллегами им были проведены эксперименты на заводах компании «Вестерн Электрик» в г. Хоторн для выявления ресурсов, повышающих производительность труда работников.

Эксперименты продемонстрировали синергетический эффект действия социально-психологических факторов, в ряду которых мотивы трудового поведения людей, определяемые не только действующей на предприятии системой материального стимулирования. Это стало отправным моментом для психологической мотивации труда как в процессе производства, так и в решении проблем групповых отношений, формирования групповых норм, преодоления коммуникативных барьеров, оценке явлений неформальных взаимоотношений, их дальнейшей гуманизации как со стороны администрации, так и самих работников.

Следующим шагом в развитии научных подходов к проблеме мотивации стало развитие содержательных и процессных мотивационных теорий [3, 4]. Это во многом обогатило существующие методы мотивации труда работников.

Содержательные теории мотивации полагаются на выявление потребностей людей и их роли в мотивации персонала. Их развитие стало возможным благодаря целому ряду исследователей: А. Маслоу (1954 г.), основоположнику «пирамиды потребностей»; К. Альдерферу (1972 г.), разработавшему теорию потребностей (ERG-теория); Д. Макклелланду (1953 г.), автору теории приобретенных потребностей; Ф. Герцбергу (1957 г.), сформулировавшему двухфакторную модель мотивации.

Процессуальные теории мотивации базируются главным образом на том, как ведут себя люди, имеющие разный опыт восприятия и познания. К основным процессуальным теориям можно отнести: теорию закрепления («усиления») Б.Ф. Скиннера (1938 г.), теорию ожидания В. Врума (1964 г.), теорию справедливости Д.С. Адамса (1965 г.), модель мотивации Портера-Лоулера (1968 г.), теорию целеполагания Э. Локка (1968 г.), партисипативную теорию управления (50 – 60 гг. XX столетия). Существенный вклад в развитие партисипативной теории внесли К. Альдерфер, Ф. Герцберг, Д. Макклелланд, А. Маслоу, Э. Мэйо.

Критерием для выбора мотивации было воздействие на трудовой потенциал работников в

процессе их профессиональной деятельности, влияние личностных особенностей на высокую производительность труда. Исходя из такого посыла, можно выделить следующие типы мотивации:

- прямая, когда работник знает, что в случае быстро и качественно выполненной работы он будет дополнительно вознагражден;

- косвенная, когда в ходе проведенных стимулирующих мероприятий у работника возобновляется интерес к работе, он чувствует удовлетворение после выполнения какого-либо задания, что обостряет чувство ответственности, при этом нивелируется роль внешнего контроля;

- социальная, когда человек понимает, что он является частью коллектива (команды); он боится подвести коллег и работает с максимальной отдачей;

- психологическая, когда для работника создается доброжелательная атмосфера внутри коллектива и самой компании, что создает стимул для участия в производственном процессе и в итоге формирует психологическое удовлетворение от самого процесса труда;

- трудовая, когда методы стимуляции направлены на самореализацию человека;

- карьерная, когда мотивацией служит возможность продвижения по служебной лестнице.

Принимая во внимание доминирующую роль человеческого фактора в управлении, стало возможным в дальнейшем выбирать методы стимулирования персонала индивидуально для каждого работника.

Для грамотного проведения стимулирующих мероприятий следует руководствоваться тем, что мотивация – это система, состоящая из определенных этапов.

На первоначальном этапе проводится анализ мотивации персонала, выявляется проблема, для чего используется метод анкетирования, который позволяет за короткий срок выявить отношение работников к определенной проблеме.

На следующем этапе осуществляется управление с учетом полученной информации при анализе мотивации. Мотивируя сотрудников, руководству необходимо тесно взаимодействовать с персоналом. Опираясь на данные проведенных исследований, приходится внедрять именно те методы и использовать такие способы, которые непосредственно влияют на персонал организации [5].

Основные направления, которые должна охватывать эффективная система стимулирования, позволяющая человеку получать не только удовлетворение, но и радость от успешного выполнения своей работы, представим в виде неких руководств к действию.

1. Креативный подход к решению проблемы, то есть решение проблемы должно содержать элемент творчества, созидательное начало. Не случайно поэтому семантически значения слов «труд» и «работа» не идентичны, первое предполагает творческое начало, второе же несет смысл принуждения, рутины. Труд людей не следует полностью формализовывать и регламентировать, должно оставаться место для самостоятельного принятия решений, для выбора, для созидания, если такой подход не нарушит технологический регламент производимой продукции или услуги. Это требует определенного доверия к каждому сотруднику, актуализации у него творческого подхода к делу. При этом контроль со стороны руководства не должен быть излишне навязчивым, лучше его сделать незаметным для работника.

2. Формирование команды из членов трудового коллектива. В команде важен каждый человек и та роль, которая ему отведена, исходя из его индивидуально-типологических особенностей и стоящих перед ним задач.

3. Труд каждого человека важен. Для реализации данного подхода необходимо четкое планирование и организация работы команды. Не должно быть лишних действий и случайных людей. Способности каждого человека должны быть оценены и использованы. Это не только целесообразно, но и продуктивно.

4. Энтузиазм самого руководителя, высокая степень его заинтересованности не только в результатах работы, но и в каждом члене своей команды – залог ее развития. Важно уважать своих сотрудников, знать их сильные и слабые стороны, проявлять к ним внимание и заботу, обеспечивать им справедливое вознаграждение.

5. Необходима атмосфера равенства между работниками независимо от занимаемых постов. Известно, что диалоговая форма взаимодействия (активизирующая творческий подход к делу, такие качества как инициативность, ответственность) возможна лишь при демократическом стиле взаимоотношений в коллективе.

6. Недопустима «уравниловка» в системе материального стимулирования труда.

7. Формирование лояльности сотрудника к фирме (предприятию, на котором он трудится) возможно посредством высокой его зависимости от организации, предоставления ему существенных социальных гарантий в обмен на преданность фирме и готовность защищать ее интересы.

8. Важен психологический климат в коллективе, как та атмосфера, которой пронизаны взаимоотношения участников. Учет социальной и психологической совместимости членов команды позволит сделать его комфортным для работы.

9. Необходимо уделять значительное внимание организации рабочего места сотрудников, удовлетворению их физиологических и эстетических потребностей.

10. Система стимулирования обязательно должна обеспечивать «выращивание» кадров внутри трудового коллектива (внутри команды) [6, 7].

Проводя мероприятия, нацеленные на мотивацию работы персонала, необходимо фиксировать изменения в поведении работников. Персонал будет обучаться необходимому поведению отношение персонала будет меняться в случае, когда руководство станет принимать конструктивную критику в свой адрес, своевременно вознаграждать работников, на личном примере демонстрировать правильное поведение.

На этапе совершенствования системы мотивации персонала следует внедрять нематериальные методы стимулирования сотрудников. Работников нужно убедить в необходимости повышения продуктивности их труда.

Этап «заслуженного вознаграждения». В компании должна быть разработана система премий и поощрений. Когда сотрудники видят, что их старания поощряются, они начинают качественнее и продуктивнее работать [5].

Многие из представленных методов мотивации персонала не требуют больших затрат и перестройки налаженных бизнес-процессов и в то же время способствуют установлению контакта между руководством и коллективом, улучшают эффективность труда, помогают получить устойчивый экономический результат и сохранить здоровую атмосферу в коллективе [8].

Выводы

Единогласного правила или лучшего метода мотивации персонала не существует, но все же уместно использовать индивидуальную мотивацию, основанную на формировании психофизиологического сигнала, активизирующего возбуждение отделов мозга и побуждающего человека к удовлетворению своих потребностей. Здесь важна причинно-следственная связь на уровне элементарных поведенческих актов: побуждение к действию – действие, сообщение информации – отношение к ней и так далее. Индивидуальная система мотивации работника предстает собой совокупность стойких мотивов, определяемых характером личности, ее ценностно-ориентационной составляющей и направляющей ее деятельность. Нередко нематериальные способы вознаграждения помогают достичь желаемого результата намного быстрее, нежели денежные поощрения. Самое правильное решение – это использование комплекса мероприятий, направленных на стимулирование работы персонала.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ефремова Т.Ф. Новый словарь русского языка. Толково-образовательный. В 2 т. – М.: Рус. яз., 2000. – 1209 с.
2. Управление персоналом: учебное пособие для студентов высших учебных заведений, обучающихся по направлениям подготовки «Менеджмент», «Государственное и муниципальное управление», «Управление персоналом» – квалификация (степень) «бакалавр» / А.Я. Кибанов, Г.П. Гагаринская, О.Ю. Калмыкова, Е.В. Мюллер. – М.: ИНФРА-М, 2013. – 236 с.
3. Ветлужских Е.Н. Мотивация и оплата труда: Инструменты. Методики. Практика. – М.: Альпина Паблишер, 2014. – 151 с.
4. Энциклопедия систем мотивации и оплаты труда / Под ред. Дороти Бергер, Ланса Бергера; пер. с англ. – М.: Альпина Бизнес Букс, 2008. – 761 с.
5. Морозюк Ю.В., Морозюк С.Н. Человеческий фактор: психологические аспекты управления персоналом (в контексте обеспечения экономической безопасности организации). – М.: Финансовый ун-т, 2011. – 131 с.
6. Мозгачева Е.В. Мотивация персонала в организации как важнейшая ступень на пути к достижению успеха. – В кн.: Молодежный научный форум: Общественные и экономические науки: Сб. ст. по мат. XVII междунар. студ. науч.-практ. конф. № 10 (17). – М.: изд. МЦНО, 2014. С. 39 – 45.
7. Шапиро С.А. Основы управления персоналом в современных организациях. – М.: ГроссМедиа, 2005. – 208 с.
8. Мансуров Р.Е. Настольная книга директора по персоналу: практическое пособие. – М.: Изд-во Юрайт, 2014. – 384 с.

© 2020 г. *Л.А. Пьянкова*
Поступила 19 ноября 2019 г.

УДК 378.147

КОМПЕТЕНТНОСТНЫЙ ПОДХОД И ПРОБЛЕМЫ РЕАЛИЗАЦИИ

Т.А. Михайличенко¹, О.Б. Громова²

E-mail: archimih@mail.ru

¹Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

²Московский политехнический университет, Москва, Россия

Аннотация. Рассмотрены некоторые вопросы и проблемы работы по компетентностно-ориентированным ФГОСам в системе двухуровневого образования, с которыми приходится иметь дело кафедрам и преподавателям высшей школы.

Ключевые слова: двухуровневая система образования, компетентностный подход, квалификационные характеристики, компетенции, принципы активного обучения.

COMPETENCE APPROACH AND IMPLEMENTATION PROBLEMS

T.A. Mikhaylichenko¹, O.B. Gromova²

E-mail: archimih@mail.ru

¹Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

²Moscow Polytechnic University, Moscow, Russia

Abstract. The article deals with some issues and problems of competence-oriented State Federal Educational Standards in two-level education system of higher education.

Keywords: two-level education system, competence approach, qualification characteristics, competences, principles of active training.

К 2010 г. в российских вузах практически завершился переход на федеральные государственные образовательные стандарты (ФГОСы) третьего поколения, реализующие двухуровневую систему высшего образования.

Краткая история этого судьбоносного и, наверное, проблемного для российской высшей школы события такова.

Идея единого европейского образовательного пространства принадлежит старейшему в Италии (и во всей Европе) Болонскому университету, который в преддверии празднования своего 900-летия обратился к университетам Европы с предложением принять Великую Хартию университетов. Идея была поддержана ректорами 80 вузов Европы. В 1999 г. в Болонье была принята Декларация «Зона европейского высшего образования», которая в дальнейшем и стала называться Болонским соглашением.

Россия присоединилась к Болонскому процессу в 2003 г., при этом для интеграции России в европейское образовательное пространство сразу же возникла необходимость переформати-

рования российских образовательных программ. Справедливости ради следует отметить, что первый шаг в Болонское сообщество был сделан Россией еще в 2000 г. при реализации государственных образовательных стандартов (ГОСов) первого поколения, в которых доля гуманитарной составляющей высшего образования была резко увеличена за счет общепрофессиональных, профессиональных и специальных дисциплин по сравнению с ГОСами 1995 г. С ГОСами второго поколения (ГОСы 2005 г.) многие российские вузы не работали.

Главной отличительной особенностью ФГОСов по сравнению с ГОСами является трактовка результата образования, что четко задекларировано в этих документах: в ГОСах были квалификационные характеристики, а во ФГОСах – компетенции, то есть во ФГОСах заложена компетентностная модель выпускника с возможностью получения двухуровневого высшего образования.

Основные реперные точки формирования европейского образовательного пространства в

контексте присоединения России к Болонскому процессу подробно изложены в работе [1], авторы которой являются идеологами внедрения Болонских идей на российскую почву. Кстати, в этой работе совершенно справедливо отмечается, что только знакомство с международной практикой позволяет дать позитивную оценку отечественному опыту – фундаментальности российской системы высшего образования.

Компетентностно-ориентированные основные образовательные программы (КОООП) несколько лет сосуществовали с основными образовательными программами (ООП), по которым доучивались последние специалисты (монолитная система высшего образования). Наиболее характерные и обязательные элементы КОООП:

- индивидуализация обучения;
- учет потребностей личности и общества;
- адаптация выпускника в условиях рынка.

Компетентностный подход в отличие от фундаментального позиционируют как прагматичный. Однако именно фундаментальность российского образования всегда считалась главным его достижением и главным аргументом его сторонников.

Что касается практического перехода к ФГОСам, то, как и прогнозировали специалисты Исследовательского центра проблем качества подготовки специалистов [2], который в 2011 г. был преобразован в Институт качества высшего образования Национального исследовательского технологического университета (НИТУ) «МИСиС», на основе имеющихся ГОСов первого и второго поколений, перейти к компетентностному формату ООП оказалось достаточно просто. К профессиональным компетенциям, по сути, бывшим квалификационным характеристикам, требовалось достроить универсальные (общественно-личностные) компетенции. Фактически это означало, что выпускник должен иметь не только профессиональную подготовку, но и уметь применить свои знания, умения, навыки (ЗУНы) в конкретной социально-производственной среде, сложившемся коллективе сотрудников и в конкретной ситуации. Таким образом, общественно-личностные компетенции не сводятся к применению только совокупности предметных умений. Они полидисциплинарны, причем уровень полидисциплинарности нарастает по мере продвижения к выпускающим кафедрам.

Эффективно работающий в новых условиях педагог-менеджер должен обладать следующими качествами:

- рассматривать студентов как ресурс образовательного процесса;
- верить в способность студентов работать самостоятельно;

- передавать значительную часть ответственности за обучение и контроль самим студентам;
- работать в команде, проектирующей образовательный процесс как целостную программу: чему, как, где учить, какие технологии обучения и критерии оценки использовать и прочее.

В этой связи можно отметить такой факт, весьма характерный для того периода в российском образовании, – многие преподаватели и учителя, активно занимающиеся в своих вузах и школах методической работой, получили второе образование, связанное с менеджментом. Их вузы в 2003 году позиционировали себя как экспериментальные площадки для внедрения КОООП. В качестве примера можно привести бывший Новосибирский электротехнический институт (НЭТИ) и технический университет в Улан-Удэ. Эти учебные заведения впоследствии получили статус опорных вузов в своих регионах.

Основные принципы активного обучения сводятся к следующему [3]:

- 1) принудительная активизация мышления и поведения обучающегося, для чего преподаватель должен создать такие условия, чтобы студент не мог не думать и не работать на занятиях;
- 2) паритетность (сопоставимость) активностей обучающегося и преподавателя;
- 3) повышенная степень мотивации, эмоциональности, творчества;
- 4) обязательное взаимодействие обучающихся между собой и/или с преподавателем;
- 5) сжатые сроки обучения;
- 6) поэтапная оценка успешности и полноты усвоения материала.

Достижение поставленных новыми ФГОСами целей требует формирования особой образовательной среды. Особая роль в образовательном процессе согласно новым ФГОСам отводится студенту, даже появился такой термин, как студентоцентрированность.

В первых ФГОСах права студентов были закреплены законодательно и составляли едва ли не самую значительную новацию. Студентам предоставлялось право формировать индивидуальную программу обучения (п. 4.1.5 ФГОСа для направления подготовки Металлургия (бакалавриат), а при выборе индивидуальной образовательной траектории получать консультации по формированию будущего профиля подготовки (п. 4.2.2 того же ФГОСа).

В современных версиях ФГОСов не исключается возможность «обучения по индивидуальному учебному плану», но регламентируется срок получения образования и количество зачетных единиц, а термин «индивидуальная образовательная траектория» отсутствует. И это понятно, так как индивидуализацию образова-

ния, то есть подготовку бакалавров (магистров) для конкретного работодателя с конкретным набором компетенций трудно осуществить в условиях группово-поточной системы организации учебного процесса, которая характерна практически для всех российских вузов.

Для реализации принципов активного обучения педагог-менеджер должен применять технологии активного обучения (ТАО), так как компетенции можно сформировать только действием. Несомненно, положительным моментом в организации учебного процесса по новым ФГОСам стало возрождение в качестве ТАО старых, но эффективных и хорошо зарекомендовавших себя методов ситуационного, коллаборативного, проектного, конструктивистского и других подходов к процессу обучения [4].

Каким же образом изменения в системе высшего образования затронули деятельность конкретной кафедры? Кафедра управляет предметным содержанием образования, а именно, содержанием определенных учебных дисциплин учебного плана, а не всего направления подготовки, то есть в рамках компетентностного подхода кафедры должны управлять качеством предметного содержания именно своих дисциплин. Причем делать это на основе современных технологий передачи интеллектуальной собственности, реализуя:

– принцип маркетинга как средства формирования социального заказа и изучения потребностей регионов и отдельных работодателей;

– принцип модульности как способа структурирования образовательного процесса;

– принцип активного обучения как необходимого варианта взаимодействия субъектов образовательного процесса;

– принцип профессионального контекста как способа задания целей профессионального развития;

– принцип личностной ориентации как доминанту системы ценностей в вузе, обществе и государстве.

При этом крайне важна корреляция оценки компетенций с внешними критериями, демонстрирующими успехи студентов и выпускников в профессиональной деятельности (результаты практик студентов, результаты сертификации квалификаций выпускников, отзывы работодателей и так далее).

Выводы

Рассмотрены некоторые вопросы и проблемы работы по компетентностно-ориентированным ФГОСам в системе двухуровневого образования. Крайне важна корреляция оценки компетенций с внешними критериями, демонстрирующими успехи студентов и выпускников в профессиональной деятельности.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Байденко В.И., Селезнева Н.А. Конкурентоспособные образовательные программы: к формированию концепции // Высшее образование в России. 2011. № 5. С. 24 – 39.
2. Азарова Р.Н., Борисова Н.В., Кузов В.Б. Проблемы качества образования: методические рекомендации. – М., Уфа: Исследовательский центр проблем качества подготовки специалистов, 2008. – 81 с.
3. Основные тенденции развития высшего образования: глобальные и болонские измерения / Под ред. В.И. Байденко. – М.: Исследовательский центр проблем качества подготовки специалистов, 2010. – 352 с.
4. Михайличенко Т.А., Громова О.Б. О реализации ФГОС в техническом вузе // Высшее образование в России. 2011. № 11. С. 89 – 94.

© 2020 г. *Т.А. Михайличенко, О.Б. Громова*
Поступила 11 ноября 2019 г.

К СВЕДЕНИЮ АВТОРОВ

В журнале «Вестник Сибирского государственного индустриального университета» публикуются оригинальные, ранее не публиковавшиеся статьи, содержащие наиболее существенные результаты научно-технических экспериментальных исследований, а также итоги работ проблемного характера по следующим направлениям:

Металлургия и материаловедение.

Горное дело и геотехнологии.

Машиностроение и транспорт.

Энергетика и электротехнологии.

Химия и химические технологии.

Архитектура и строительство.

Автоматизация и информационные технологии.

Экология и рациональное природопользование.

Экономика и управление.

Образование и педагогика.

Гуманитарные науки.

Социальные науки.

Отклики, рецензии, биографии.

К рукописи следует приложить рекомендацию соответствующей кафедры высшего учебного заведения и экспертное заключение.

Кроме того, необходимо разрешение ректора или проректора высшего учебного заведения (для неучебного предприятия – руководителя или его заместителя) на опубликование результатов работ, выполненных в данном вузе (предприятии).

В редакцию следует направлять два экземпляра текста статьи на бумажном носителе, а также на электронном. Для ускорения процесса рецензирования статей электронный вариант статьи и скан-копии сопроводительных документов рекомендуется направлять по электронной почте на e-mail: vestnicsibgiu@sibsiu.ru.

Таблицы, библиографический список и подрисуночный текст следует представлять на отдельных страницах. В рукописи необходимо сделать ссылки на таблицы, рисунки и литературные источники, приведенные в статье.

Иллюстрации нужно представлять отдельно от текста на носителе информации. Пояснительные надписи в иллюстрациях должны быть выполнены шрифтом Times New Roman Italic (греческие буквы – шрифтом Symbol Regular) размером 9. Тоновые изображения, размер которых не должен превышать 75x75 мм (фотографии и другие изображения, содержащие оттенки черного цвета), следует направлять в виде растровых графических файлов (форматов *.bmp, *.jpg, *.gif, *.tif) в цветовой шкале «оттенки серого» с разрешением не менее 300 dpi (точек на дюйм). Штриховые рисунки (графики, блок-схемы и т.д.) следует представлять в «черно-белой» шкале с разрешением не менее 600 dpi. На графиках не нужно наносить линии сетки, а экспериментальные или расчетные точки (маркеры) без крайней необходимости не «заливать» черным. Штриховые рисунки, созданные при помощи пространственных программ MS Excel, MS Visio и др., следует представлять в формате исходного приложения (*.xls, *.vsd и др.). На обратной стороне ри-

сунка должны стоять порядковый номер, соответствующий номеру рисунка в тексте, фамилии авторов, название статьи.

Формулы вписываются четко. Шрифтовое оформление физических величин следующее: латинские буквы в светлом курсивном начертании, русские и греческие – в светлом прямом. Числа и единицы измерения – в светлом прямом начертании. Особое внимание следует обратить на правильное изображение индексов и показателей степеней. Если формулы набираются с помощью редакторов формул Equatn или Math Type, следить, чтобы масштаб формул был 100 %. Масштаб устанавливается в диалоговом окне «Формат объекта». В редакторе формул для латинских и греческих букв использовать стиль «Математический» («Math»), для русских – стиль «Текст» («Text»). Размер задается стилем «Обычный» («Full»), для степеней и индексов – «Крупный индекс / Мелкий индекс» («Subscript / Sub-Subscript»). Недопустимо использовать стиль «Другой» («Other»).

Необходимо избегать повторения одних и тех же данных в таблицах, графиках и тексте статьи. Объем статьи не должен превышать 8 – 10 страниц текста, напечатанного шрифтом 14 через полтора интервала, и трех рисунков.

Рукопись должна быть тщательно выверена, подписана автором (при наличии нескольких авторов, число которых не должно превышать пяти, – всеми авторами); в конце рукописи указывают полное название высшего учебного заведения (предприятия) и кафедры, дату отправки рукописи, а также полные сведения о каждом авторе (Ф.И.О., место работы, должность, ученая степень, звание, служебный и домашний адреса с почтовыми индексами, телефон и E-mail). Необходимо указать с кем вести переписку.

Цитируемую в статье литературу следует давать не в виде подстрочных сносок, а общим списком в порядке упоминания в статье с обозначением ссылки в тексте порядковой цифрой.

Перечень литературных источников рекомендуется не менее 10. Библиографический список оформляют в соответствии с ГОСТ 7.2 – 2003: а) для книг – фамилии и инициалы авторов, полное название книги, номер тома, место издания, издательство и год издания, общее количество страниц; б) для журнальных статей – фамилии и инициалы авторов, полное название журнала, название статьи, год издания, номер тома, номер выпуска, страницы, занятые статьей; в) для статей из сборников – фамилии и инициалы авторов, название сборника, название статьи, место издания, издательство, год издания, кому принадлежит, номер или выпуск, страницы, занятые статьей.

Иностранные фамилии и термины следует давать в тексте в русской транскрипции, в библиографическом списке фамилии авторов, полное название книг и журналов приводят в оригинальной транскрипции.

Ссылки на неопубликованные работы не допускаются.

К статье должны быть приложены аннотация в двух экземплярах объемом не менее 1/2 страницы текста, напечатанного шрифтом 14 через полтора интервала, а также ключевые слова.

В конце статьи необходимо привести на английском языке: название статьи, ФИО авторов, место их работы, аннотацию и ключевые слова.

Краткие сообщения должны иметь самостоятельное научное значение и характеризоваться новизной и оригинальностью. Они предназначены для публикации в основном аспирантских работ. Объем кратких сообщений не должен превышать двух страниц текста, напечатанного шрифтом 14 через полтора интервала, включая таблицы и библиографический список. Под заголовком в скобках следует указать, что это краткое сообщение. Допускается включение в краткое сообщение одного несложно-

го рисунка, в этом случае текст должен быть уменьшен. Приводить в одном сообщении одновременно таблицу и рисунок не рекомендуется.

Количество авторов в кратком сообщении должно быть не более трех. Требования к оформлению рукописей и необходимой документации те же, что к оформлению статей.

Корректуры статей авторам, как правило, не посылают.

В случае возвращения статьи автору для исправления (или при сокращении) датой представления считается день получения окончательного текста.

Статьи, поступающие в редакцию, проходят гласную рецензию.

Статьи журнала индексируются в РИНЦ и представлены на сайте СибГИУ (www.sibsiu.ru) в разделе Наука и инновации (Периодические научные издания (Журнал «Вестник СибГИУ»)).

Над номером работали

Темлянцев М.В., *главный редактор*

Новичихин А.В., *ответственный секретарь*

Бащенко Л.П., *ведущий редактор*

Запольская Е.М., *ведущий редактор*

Киселева Н.Н., *ведущий редактор*

Темлянцева Е.Н., *верстка*

Олендаренко Е.В., *менеджер по работе с клиентами*