

Министерство науки и высшего образования Российской Федерации

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

**ПРОБЛЕМЫ ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ МАТЕРИАЛОВ
В УСЛОВИЯХ ВНЕШНИХ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ**

*Труды Международной
научно-практической конференции
02 – 03 марта 2021 г.*

Под редакцией профессора В. Е. Громова

Новокузнецк
2021

УДК 539.31.6+669.017:539.4+621.793.74

ББК 22.37+30.37

П 781

Рецензенты:

д. ф.-м. н., профессор, главный научный сотрудник Института физики
прочности и материаловедения СО РАН

В.И. Данилов;

д. т. н., профессор, зав. кафедры «Приборы и методы измерений, контроля и
диагностики» ИжГТУ им. М.Т. Калашникова

В.В. Муравьев

Редакционная коллегия:

д-р физ.-мат. наук, профессор В.Е. Громов,

кан. техн. наук, доцент Д.В. Загуляев,

кан. техн. наук, доцент С.А. Невский,

асп. кафедры ЕНД Ю.А. Рубанникова,

асп. кафедры ЕНД А.Н. Гостевская

П 781 Проблемы прочности и пластичности материалов в условиях внешних энергетических воздействий: сборник трудов Международной научно-практической конференции, 2 – 3 марта 2021 г. / Министерство науки и высшего образования Российской Федерации, Сибирский государственный индустриальный университет ; под ред. профессора В. Е. Громова. – Новокузнецк ; Издательский центр СибГИУ, 2021. – 140 с. : ил.

Сборник трудов конференции, содержит доклады, посвященные проблемам в области физики конденсированных сред с опорой на научные достижения секций: технологии обработки поверхности, проблемы прочности, пластичности и усталостной долговечности, влияние внешней обработки и воздействий (модификация, наплавка, облучение и т.п.) на структуру и свойства материалов, проблемы эксплуатации материалов в экстремальных условиях. В докладах представлены результаты, полученные экспериментальными методами и теоретическим моделированием. Актуальность выбранных направлений обусловлена проводимыми ежегодно различными международными конференциями, специализированными изданиями, различными международными проектами, посвященными затронутым темам.

Предназначена для специалистов в области проблем прочности и пластичности материалов в условиях внешних энергетических воздействий и может быть полезна для научно-технических работников, аспирантов, студентов старших курсов.

© Сибирский государственный
Индустриальный университет, 2021

СОДЕРЖАНИЕ

Секция 1. Технологии обработки поверхности	6
И. А. Лысак, Г. В. Лысак, А. И. Потекаев Исследование газовой динамики волокнуобразующего устройства эжекторного типа в аспекте одностадийного модифицирования поверхности синтетических волокон наноразмерными частицами	7
Секция 2. Проблемы прочности, пластичности и усталостной долговечности	10
А. Н. Прудников, В. А. Прудников Воздействие водород- и фосфорсодержащих реагентов на структуру и свойства заэвтектических силуминов	11
А.В. Гончар, О.А. Сергеева Оценка циклической долговечности углеродистой стали в зоне основного металла сварного соединения с применением акустического метода.....	14
Н.Н. Малущин, В.Е. Громов, Д.А. Романов, А.П. Ковалев Влияние легирования на кинетическую пластичность наплавленного экономно легированного теплостойкого сплава	17
С.В. Колосов, Л.Б. Зуев, С.А. Баранникова, А.М. Никонова Температурная зависимость автоволновых характеристик локализованной пластичности.....	20
В.Д. Сарычев, С.А. Невский, А.Ю. Гагарин, В.Е. Громов Фильтрационная модель электропластической деформации	25
Е.А. Ожиганов, С.В. Коновалов, А.Н. Смирнов Критерий предельной деформации при стресс-испытаниях трубопроводов из конструкционных сталей	27
Н.А. Лугинин, Ю.П. Шаркеев, А.Ю. Ерошенко, Е.В. Легостаева Механические свойства магниевого сплава для медицинских приложений после обработки экструзией	29
Секция 3. Влияние внешней обработки и воздействий (модификация, наплавка, облучение и т.п.) на структуру и свойства материалов	33
Р.С. Михеев, И.Е. Калашников, Л.И. Кобелева, П.А. Быков Перспективные композиционные покрытия на основе сплава системы Sn-Sb-Cu для узлов трения, работающих в экстремальных условиях.....	34
В.К. Афанасьев, А.Н. Прудников, В.А. Прудников Влияние наводороживания расплава заэвтектических силуминов на их структуру и механические свойства	38
А.Н. Гостевская, А.В. Маркидонов Исследование влияния процесса сварки на строение атомарной структуры металлов.....	41
О.Е. Корольков, В.В. Столяров, А.Д. Шляпин Влияние импульсного тока на прочность при изгибе титановых сплавов ВТ6 и GRADE 4.....	44
К.Ю. Дубовиков, А.А. Клопотов, О.А. Кунц, Е.С. Марченко, Г.А. Байгонакова Особенности структурно-фазовых состояний в четырехкомпонентных сплавах TiNi(Co,Fe), обладающих эффектом памяти формы	48

М.В. Надежкин Кинетика полос Людерса в композите на основе низкоуглеродистых сталей.....	53
М.А. Пахомов, В.В. Столяров Эффекты импульсного тока при растяжении в моно- и поликристалле алюминия.....	57
В.В. Столяров Эффекты взаимодействия импульсного тока и пластической деформации в металлах и сплавах.....	60
Е.С. Ващук, Е.А. Будовских, К.В. Аксенова, Л.П. Башенко, В.Е. Громов Микротвердость поверхности стали 45 после электровзрывного боромеднения и электронно-пучковой обработки	63
В.В. Шляров, Д.В. Загуляев Изменение прочности титана BT1-0 в постоянном магнитном поле	68
Ю.А. Рубанникова, Д.В. Загуляев, В.В. Шляров, В.Е. Громов Динамика микротвердости сплава АК5М2 при действии электронного пучка.....	72
Д.Е. Белов, Н. А. Козырев, А. А. Усольцев, А. Р. Михно, Н.В. Кибко Исследование свойств порошковой проволоки системы Fe-C-Si-Mn-Cr-Mo-Ni с дополнительным легированием титаном.....	76
А.Н. Кочанов, И.Ж. Бунин, М.О. Долгова Влияние внешних энергетических воздействий на морфологию, образование и раскрытия микротрещин в геоматериалах.....	81
А.Р. Михно, Н.А. Козырев, А.А. Усольцев, Р.А. Шевченко Влияние энерготехнологических режимов сварки под флюсом, изготовленного из шлака производства силикомарганца, на механические свойства	85
А.Н. Гостевская, А.В. Маркидонов Молекулярно-динамическое моделирование процессов сварки и соединения.....	89
Д.А. Романов, В.В. Почетуха, С.В. Московский, В.Е. Громов Фазовый состав покрытий системы $\text{SnO}_2\text{-In}_2\text{O}_3\text{-Ag-N}$, полученных комбинированным методом	93
Д.А. Романов, В.В. Почетуха, С.В. Московский, В.Е. Громов Фазовый состав покрытий системы $\text{MoC-Mo}_2\text{C-Ag-N}$, полученных комбинированным методом	94
Д.А. Романов, В.В. Почетуха, С.В. Московский, В.Е. Громов Фазовый состав покрытий системы $\text{Cd-AgCd}_3\text{-Ag-N}$, полученных комбинированным методом	95
К.В. Соснин, Д.А. Романов, С.Ю. Пронин, В.Е. Громов Электровзрывное гафниевое покрытие на титановом имплантате, модифицированное ионами азота и электронно-пучковой обработкой	96
К.В. Соснин, Д.А. Романов, С.Ю. Пронин, В.Е. Громов Фазовый состав электровзрывных покрытий на основе молибдена и титана для медицинских применений.....	97
И.Е. Пермьякова, А.А. Иванов, А.В. Шеляков Модификация структуры и механических свойств аморфных сплавов при лазерном воздействии.....	98
И.А. Панченко, Я. Гэн, С.В. Коновалов, Ю.Ф. Иванов, С. Чэнь, Я.А. Тимофеева Закономерности формирования структуры и физико-механических свойств Al-Mg сплава, полученного методами аддитивных технологий.....	101

К.А. Осинцев, В.Е. Громов, С.В. Коновалов, И.А. Панченко, Ю.Ф. Иванов, Е.С. Ващук Изменение структурно-фазового состояния ВЭС сплава Al-Co-Cr-Fe-Ni, полученного проволоочно-дуговой аддитивной технологией.....	103
Ю.В. Царенко, В.В. Рубаник, Jing Tao Wang, Yuwei Liu Влияние ультразвуковой обработки на свойства металлов, подвергнутых интенсивной пластической деформации	105
Д.В. Комаров, С.В. Коновалов, И.А. Панченко, Я.А. Тимофеева Модификация структуры поверхностного слоя рабочих лопаток ТВД ГТК-10-4 методом импульсной электронно-пучковой обработки.....	109
Л. Хуан, С.В. Коновалов, Ч. Су Механизм зарождения и распространения трещин затвердевания при сварке алюминиевого сплава методом холодного переноса металла	111
Ч. Су, С.В. Коновалов, С. Чэнь Исследование функционального сплава 4Cr13-2Cr18, полученного методом холодного переноса металлов	113
О.С. Добычина, С.В. Коновалов, Я.А. Тимофеева Исследование влияния легирующих элементов в цинковом расплаве на жидкотекучесть расплава и характеристики цинкового покрытия.....	115
Я. Гэн, И.А. Панченко, С.В. Коновалов, К.А. Осинцев, С. Чэнь Механические свойства и микроструктура Al-Mg сплава, полученного методом холодного переноса металла	117
К.А. Осинцев, С.В. Коновалов, В.Е. Громов, С. Чэнь, И.А. Панченко Прогнозирование фазового состава высокоэнтропийных сплавов системы Co-Cr-Fe-Mn-Ni на основе расчета концентрации валентных электронов.....	119
К.А. Осинцев, С.В. Коновалов, А.А. Васильева, Я.А. Тимофеева, И.А. Панченко Элементный состав покрытий, полученных селективным лазерным плавлением на подложке титанового сплава BT20	121
Д.А. Булатников Влияние введения модификатора адгезии на поверхность механически активированных алюминиевых частиц.....	121
Секция 4. Проблемы эксплуатации материалов в экстремальных условиях.....	126
В.П. Сергеев, М.Т. Талгат, О.В. Сергеев, А.Р. Сунгатулин Износ медной пары трения с покрытием на основе $\text{Cu}_x\text{Mo}_y\text{Sz}$ в вакуумных условиях и в атмосфере аргона.....	127
В.П. Сергеев, Р.Б. Турсунханова, М.П. Калашников, О.В. Сергеев, А.В. Воронов Магнетронное осаждение двухслойных покрытий TA/SIALN И SIALN/TAN для защиты кварцевых стекол от ударов гиперскоростных микрочастиц железа.....	132
В.Е. Громов, Ю.Ф. Иванов, А.А. Юрьев, В.Е. Кормышев, О.А. Перегудов Градиентная структура рельсов при длительной эксплуатации	136

Секция 1.
Технологии обработки
поверхности

ИССЛЕДОВАНИЕ ГАЗОВОЙ ДИНАМИКИ ВОЛОКНООБРАЗУЮЩЕГО УСТРОЙСТВА ЭЖЕКТОРНОГО ТИПА В АСПЕКТЕ ОДНОСТАДИЙНОГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТИ СИНТЕТИЧЕСКИХ ВОЛОКОН НАНОРАЗМЕРНЫМИ ЧАСТИЦАМИ

И. А. Лысак^{1*}, Г. В. Лысак¹, А. И. Потекаев²

¹Сибирский физико-технический институт ТГУ, Томск, Россия

²ФГАОУ ВО НИ Томский государственный университет, Томск, Россия

*E-mail: il@mail.tsu.ru

Проведено численное исследование газовой динамики потоков в эжекторном распылительном устройстве с кольцевым рабочим соплом. На основе моделей движения дисперсной и газовой фазы во вторичном потоке сделано заключение, что особенности формируемых течений способствуют созданию композитного поверхностного слоя в процессе формирования волокон.

Ключевые слова: синтетический волокнистый материал, функциональный поверхностный слой, распыление полимерного расплава, пневмотранспорт наночастиц, математическая модель.

Все большее внимание в мире уделяется перспективному направлению придания новых функциональных свойств синтетическим волокнам и волокнистым материалам на их основе с использованием частиц нанометрового размера [1-3]. Не смотря на значительное количество работ в этой области по-прежнему существуют проблемы с внедрением и промышленным использованием функционализированных материалов, связанные со стабилизацией, адгезией и надежным закреплением наноразмерных компонентов [4,5].

Для нанесения наночастиц на поверхность синтетических волокон сегодня используются, например, традиционные для текстильной промышленности, процессы пропитки-сушки, однако вопросы касающиеся адгезии или химического связывания наночастиц до сих пор остаются не решенными, а надежность полученных таким образом покрытий незначительной. В свою очередь, методы, основанные на синтезе наночастиц непосредственно на поверхности синтетических волокнистых материалов, разрабатываемые в последние годы, демонстрируют очень хорошие результаты, однако область их применения ограничивается условиями синтеза, которые могут быть не совместимы с синтетическими материалами [6-8].

Для решения этих проблем активно разрабатываются методы осаждения дисперсного компонента из газовой среды в процессе формирования волокнистых материалов, к ним можно отнести модифицирование в коронном разряде, совместное распыление модифицирующего агента с волокном, а также использование, для повышения эффективности, дополнительной статической электризации и изолированных газовых камер [9-12]. Существующие технические решения сложны и часто недостаточно эффективны, однако обеспечивают надежное закрепление частиц на волокнистых материалах.

При этом, использование эжекторной схемы аэродинамического формирования синтетических волокнистых материалов из расплавов [13] открывает возможности поверхностного модифицирования с использованием ультра и нанодисперсных компонентов в результате их взаимодействия с полимером, находящемся в вязкотекучем состоянии. При этом частицы могут вводиться в виде аэрозоля в эжекторный контур распылительного устройства совместно с полимерным расплавом. Таким образом, исследование газовой динамики волокнообразующего устройства эжекторного типа в аспекте одностадийного модифицирования поверхности синтетических волокон наноразмерными частицами является актуальной задачей.

Исследование газодинамики течений в волокнообразователе осуществлялось с использованием численного моделирования. Струйные течения были приняты устойчивыми и описывались осредненными по Рейнольдсу уравнениями Навье-Стокса (RANS) совместно с уравнениями неразрывности и энергии в осесимметричной постановке. Модель турбулентности $k-\epsilon$ принята для описания турбулентных характеристик потоков, пристеночные области течения разрешались с использованием стандартной пристеночной функции. В настоящей модели на входе кольцевого сопла использовались граничные условия давления. На поверхностях, ограничивающих рассчитываемую область истечения свободной затопленной струи, а также на входе в центральный канал задавалось давление окружающей среды. Струя распыляемого полимерного материала моделировалась в виде сплошного гладкого цилиндра. Расчеты выполнялись с помощью модуля ANSYS Fluent. Результаты представлены на рисунке 1 а.

Моделирование движения дисперсного компонента осуществлялось с использованием подхода Эйлера-Лагранжа на основе модели движения газовой фазы в допущении, что дисперсная фаза составляет пренебрежимо малую долю, не оказывает влияния на развитие газовых течений и не нарушает процессов волокнообразования. Рассчитывались траектории движения твердых частиц размером 10-100 нм, вводимых на различном радиальном расстоянии r_i в кольцевой канал эжекционного контура, образующийся в воронке эжектора при движении струи расплава.

Рассматривая аэрозоль, содержащий наночастицы, в приближении сплошной среды, реализована модель прямого переноса компонентов смеси газов (Species Transport). В качестве модельного газа выбран водяной пар, химические реакции и физические превращения не учитывались. Результаты представлены на рисунке 1 б.

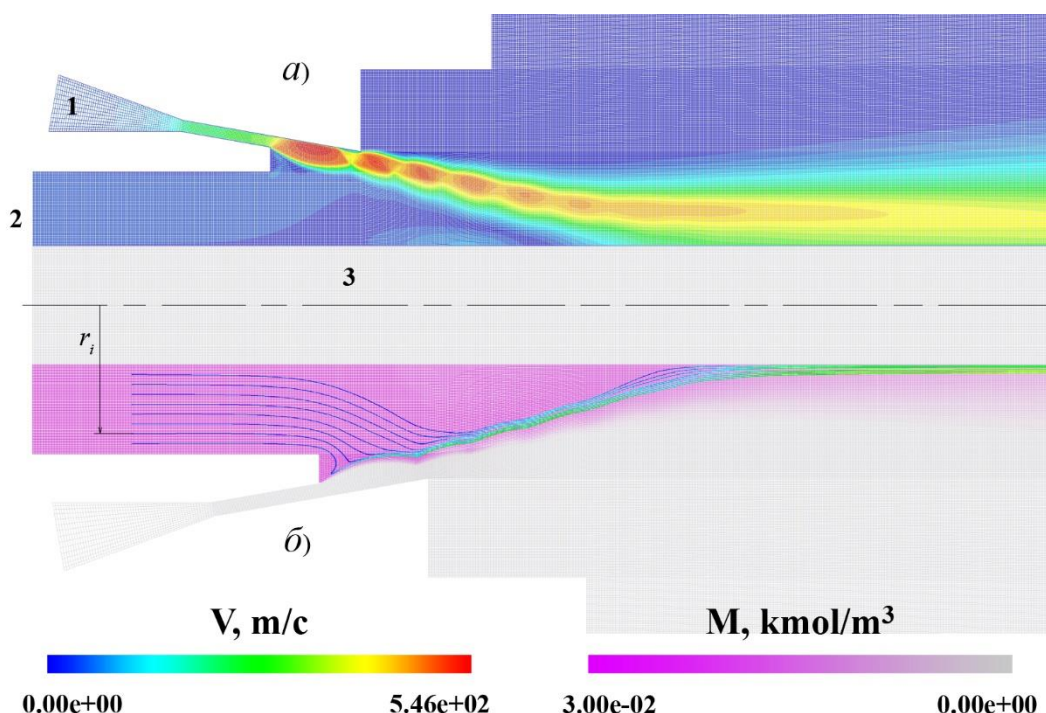


Рисунок 1 – Результаты расчетов: а – контуры скорости газового потока; б – траектории движения наночастиц в потоке газа и контурная диаграмма концентрации водяного пара: 1 – Кольцевое активное сопло; 2 – эжекционное сопло; 3 – упрощенное представление струи расплава полимера

Результаты расчетов показывают, что аэрозольные материалы, поступающие в эжекционный контур, фокусируются активной кольцевой струей и, локализуясь в

окрестностях потока расплава, транспортируются в область распыления, где, взаимодействуя с полимером при формировании волокон закрепляются на их поверхности. Это подтверждается результатами экспериментальных исследований [14,15]. Рассчитанные траектории движения частиц и концентрации газообразных примесей позволяют ожидать, что большая часть дисперсной фазы будет осаждена на волокнистом материале.

ЛИТЕРАТУРА

1. Perepelkin, K.E. Trends and changes in world chemical fibre production. An analytical review. Part 2. Trends in the development of traditional and promising kinds of chemical fibres / K.E. Perepelkin // *Fibre Chem.* 2003. n. 35. p. 241-249.
2. Coyle, S. Smart Nanotextiles: A Review of Materials and Applications / S. Coyle et al. // *MRS Bull.* 2007. n. 32. p. 434-442.
3. Da Rocha, A. Development of textile-based high-tech products: The new challenge / A. Da Rocha // *Studies in Health Technology and Informatics.* 2005. n. 108. p. 330-334.
4. Tang, S.L.P., Stylios, G.K. An overview of smart technologies for clothing design and engineering / S.L.P. Tang, G.K. Stylios // *Int J Cloth Sci Technol.* 2006. n. 18. p. 108-128.
5. Rivero, P.J. Nanomaterials for Functional Textiles and Fibers / P.J. Rivero et al. // *Nanoscale Research Letters.* 2015. n. 10. p. 501.
6. Lysak, I.A. Microwave-assisted synthesis of tin dioxide nanocrystals on the surface of polypropylene melt-blown nonwovens / I.A. Lysak, G. V. Lysak, T.D. Malinovskaya, V.I. Sachkov // *Adv. Mater. Res.* 2014. p. 195-198.
7. Потекаев, А.И. Научные основы создания покрытий на основе наночастиц серебра на поверхности полипропиленовых ультратонких волокон / А.И. Потекаев, И.А. Лысак, Т.Д. Малиновская, Г.В. Лысак // *Изв. вузов. Химия и хим. технология.* 2020. Т. 63, № 3. - С. 94-99.
8. Malinovskaya, T.A. Physicochemical research of the Dy-Sn-O system / T. Malinovskaya, I. Lysak, V. Zhek, S. Kuznetsova // *AIP Conf. Proc., American Institute of Physics Inc.* 2017. n. 880. p. 020001.
9. Goldade, V.A. Modification of synthetic fibers. In *The Textile Institute Book Series, Crazing Technology for Polyester Fibers* / V.A. Goldade, N.S. Vinidiktova // Woodhead Publishing, 2017, p. 23-50.
10. Active particle-containing nonwoven material, method of formation thereof, and uses thereof: Patent 4,797,318 United States / Brooker R. et al. by Kimberly-Clark Corporation. 1987.
11. Method of attaching a substantially uniform distribution of particulates to individual exposed surfaces of a substrate: Patent 6,294,222 United States / Cohen B. et. al. by Kimberly-Clark Corporation. 2001.
12. Process and apparatus for manufacturing fiber and fiber sheet carrying solid particles and fiber and fiber sheet carrying solid particles: Patent 6,863,921 B2 United States / Tatsuo N. et. al. by Japan Vilene Company Ltd. 2005.
13. Потекаев, А.И. Газодинамические течения в эжекторном пневматическом волокнообразующем устройстве / А.И. Потекаев [и др.] // *Южно-Сибирский научный вестник.* 2020. № 6. с. 62-68.
14. Lysak, I. Two-step synthesis of polymer fibre material comprising indium-, bismuth-, or antimony-doped nanosized tin oxides / I. Lysak, G. Lysak, T. Malinovskaya // *J. Phys. Conf. Ser., Institute of Physics Publishing.* 2019. n. 1145. p. 012001.
15. Способ получения волокнистого материала, содержащего оксидные наночастицы, из расплава термопластов: пат. 2624189 Рос. Федерация МПК D01D 5/08, B82B 3/00. / И.А. Лысак, Г.В. Лысак, Т.Д. Малиновская, В.В. Жек. заявл. 01.03.16; опубл. 30.06.2017, Бюл. №2.

Секция 2.
Проблемы прочности,
пластичности и
усталостной
долговечности

ВОЗДЕЙСТВИЕ ВОДОРОД- И ФОСФОРСОДЕРЖАЩИХ РЕАГЕНТОВ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЗАЭВТЕКТИЧЕСКИХ СИЛУМИНОВ

А. Н. Прудников^{1*}, В. А. Прудников²

¹*Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия*

²*ООО «МСБ Инжиниринг», г. Новокузнецк, Россия*

*E-mail: a.prudnikov@mail.ru

На основе исследования структуры и свойств заэвтектических силуминов с содержанием кремния 20-40 % разработан комплексный модификатор, содержащий гидрид лития и фосфид меди. Применение данного состава для легированного поршневого силумина на основе Al-20 % Si позволило значительно улучшить механические характеристики и сохранить коэффициент линейного расширения на уровне лучших литейных сплавов, применяемых в промышленности.

Ключевые слова: заэвтектический силумин, структура, обработка расплава, эвтектика, кристаллы первичного кремния

Известно, что наиболее перспективными материалами для поршней двигателей являются легированные заэвтектические силумины [1, 2]. Эти сплавы обладают уникальным комплексом физико-механических свойств, основные из которых низкий коэффициент линейного расширения, малый удельный вес, высокая износостойкость, жаропрочность и др. Однако наличие в их структуре крупных кристаллов первичного кремния (КПК) резко снижает прочность и пластичность и не позволяет проводить пластическую деформацию силуминовых слитков. Поэтому одной из проблем использования заэвтектических силуминов в качестве поршневых материалов является поиск надежных и эффективных модификаторов для измельчения или полного подавления выделений первичного кремния.

В настоящее время не отрицается положительное влияние водорода на структуру и свойства металлов и сплавов [3]. Известны работы, в которых показана возможность улучшения структуры силуминов за счет введения водородсодержащей шихты (алюминий, кремний) [4-6], обработки расплава водородсодержащими реагентами или совместной обработки расплава реагентами, одним из которых является водород [7-10]. Водород, реагируя со многими элементами, образует водородсодержащие соединения – гидриды. Целесообразность использования гидридов металлов как источника водорода объясняется способностью их сравнительно легко отдавать большие количества водорода при термическом разложении [11]. Поэтому в качестве модификатора для заэвтектических силуминов был опробован состав, одним из компонентов которого был выбран ионный гидрид лития (LiH) с температурой разложения около 700 °С (ниже температуры приготовления заэвтектических силуминов) в комплексе с фосфидом меди – одним из самых распространенных модификаторов КПК. Кроме того, известно, что литий является одним из элементов модификаторов эвтектического кремния [1].

Разработку оптимального состава для модифицирования заэвтектических силуминов проводили на бинарных сплавах с содержанием кремния 25, 30 и 40 %. Сплавы выплавляли в закрытой лабораторной печи сопротивления в алундовом тигле. В качестве шихты использовали алюминий А7 и кремний Кр0. После расплавления алюминия и растворения кремния расплав обрабатывали гидридом лития и фосфидом меди в количестве 0,1-0,2 % от массы расплава при температурах 930, 950 и 1050 °С для сплавов Al-25, 30 и 40 % Si соответственно. После отстаивания расплав заливали в стальной кокиль для получения литых образцов. Для сравнения расплав обрабатывали красным фосфором в количестве 0,1 %, а затем расплав наводороживали путем выстаивания в атмосфере водяного пара в течение 30 минут

при указанных температурах. Эффективность обработки оценивали по результатам металлографического анализа, данным механических испытаний (ГОСТ 1497-84) и результатам обработки слитков давлением.

Металлографический анализ отливок из силуминов, подвергнутых указанной обработке, показал наличие в микроструктуре измельченных КПК, равномерно распределенных по сечению образцов, и хорошо модифицированной эвтектики (Al+Si). Причем уровень измельчения первичного кремния выше, чем при обработке расплава силуминов только фосфористой медью или совместно с наводороживанием за счет выстаивания в атмосфере водяного пара или продувки газообразными водородсодержащими реагентами. Видимо, уровень усвоения фосфора и водорода, вводимых в виде указанных соединений, выше, чем в виде простых элементов. Кроме того, микролегирование медью и литием также оказывает положительное влияние на структуру и свойства отливок из заэвтектических силуминов.

Результаты измерения размеров КПК в структуре заэвтектических силуминов для известного и разработанного способа обработки, а также механические характеристики и предельная степень пластической деформации приведены в таблице.

Таблица – Влияние способов обработки расплава на механические свойства и средний размер КПК в структуре заэвтектических силуминов

Сплав	Способ обработки расплава	Механические свойства		Средний размер КПК, мкм	Предельная степень пластической деформации, $\epsilon_{пр}$, %
		σ_b , МПа	δ , %		
Al-25 %	Известный: 0,1 % (вес.) фосфора и наводороживание расплава	130	0,8	25-50	50
	0,1 % (вес.) смеси (40 % Cu_3P и 60 % LiH)	144	0,8	10-25	58
Al-30 %	Известный: 0,15 % (вес.) фосфора и наводороживание расплава	101	0,5	35-70	35
	0,15 % (вес.) смеси (50% Cu_3P и 50 % LiH)	117	0,6	25-60	48
Al-40 %	Известный: 0,2 % (вес.) фосфора и наводороживание расплава	-	-	100-150	25
	0,2 % (вес.) смеси (60 % Cu_3P и 40 % LiH)	45	-	80-130	30

Разработанный способ модифицирования гидридом лития и фосфористой медью был использован для обработки расплава поршневого заэвтектического алюминиево-кремниевого сплава. Сплав имел следующий химический состав в % (вес.): кремний 20-25; медь 1-3; марганец 0,8-1,1; хром 0,3-0,7; титан 0,1-0,3; цирконий 0,1-0,3; алюминий – остальное. Обработки расплава гидридом лития и фосфористой медью обеспечивала содержание водорода и фосфора в количествах 0,0008-0,006 и 0,01-0,03 % соответственно. Уровень пластичности слитков из данного сплава после гомогенизирующего отжига позволяет осуществлять горячую пластическую деформацию с достаточным для получения качественных поковок и штамповок. После окончательной термической обработки (закалка с

510-520 °С, 2 ч, в холодную воду и старение 150-160 °С, 10 ч) относительное удлинение сплава составляет 1,9-3,5 % при временном сопротивлении разрыву 365-411 МПа. Средний коэффициент линейного расширения высококремнистого поршневого силумина составляет в рабочем интервале температур (20-300 °С) $18,5 \cdot 10^{-6}$ град⁻¹.

Выводы.

Разработанный способ обработки за счет комплексного введения гидрида лития и фосфида меди, позволяет получить высокопрочный поршневой силумин с механическими характеристиками, значительно превышающими свойства алюминиевых поршневых сплавов системы Al-Si и коэффициентом линейного расширения, находящимся на уровне лучших литейных сплавов (АК21М2,5Н2,5), применяемым в промышленности.

ЛИТЕРАТУРА

1. Строганов Г. Б. Сплавы алюминия с кремнием / Г. Б. Строганов, В. А. Ротенберг, Г. Б. Гершман. М.: Металлургия, 1977. 271 с.
2. Прудников А. Н. Структурно-технологические основы разработки прецизионных силуминов с регламентированным содержанием водорода: Автореф. диссертации д-ра техн. наук. / А. Н. Прудников. Новосибирск: НГТУ, 2013. 40 с.
3. Шаповалов В. И. Водород как новый легирующий элемент / В. И. Шаповалов // Водородное материаловедение и химия гидридов металлов: Сб. тезисов докладов VI Международной конф., Украина, Ялта. 1999. С. 213.
4. Прудников А. Н. Структурная наследственность шихты в силуминах / А. Н. Прудников // Технология металлов. 2014. № 3. С. 16-22.
5. Прудников А. Н. Линейное расширение легированных и наводороженных силуминов, закристаллизованных под давлением / А. Н. Прудников // Литейное производство. 2009. № 2. С. 2-4.
6. Афанасьев В. К. Влияние обработки шихтового кремния на структуру и линейное расширение силуминов / В. К. Афанасьев, А. Н. Прудников // Известия ВУЗов. Черная металлургия. 2000. № 10. С. 26-28.
7. Prudnikov A. N. Structure formation in ingots of hypereutectic silumin during melt treatment and inoculation / A. N. Prudnikov // Металлургия машиностроения. 2009. № 3. С. 28-31.
8. Прудников А.Н. Исследование комплексного модифицирования заэвтектических силуминов с содержанием кремния 20...30 % фосфидами и оксидами некоторых металлов / А. Н. Прудников // Известия ВУЗов. Цветная металлургия. 1995. № 2. С. 38-41.
9. Прудников А. Н. Технология производства, структура и свойства поршней двигателей из заэвтектического деформируемого силумина / А. Н. Прудников // Известия ВУЗов. Черная металлургия. 2009. № 5. С. 45-48.
10. Прудников А. Н. Роль условий кристаллизации в формировании структуры и свойств слитков и поковок из заэвтектических силуминов / А. Н. Прудников // Материаловедение. 2014. № 1. С. 10-13.
11. Колачев В. А. Сплавы накопители водорода. Справ. изд. / В. А. Колачев, Р. Е. Шалин, А. А. Ильин. М.: Металлургия, 1995. 384 с.

ОЦЕНКА ЦИКЛИЧЕСКОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ В ЗОНЕ ОСНОВНОГО МЕТАЛЛА СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ С ПРИМЕНЕНИЕМ АКУСТИЧЕСКОГО МЕТОДА

А. В. Гончар^{1*}, О. А. Сергеева²

¹ ИПМ РАН, г. Нижний Новгород, Россия

² ООО «Волга-СГЭМ»-«Камспецэнерго», г. Набережные Челны, Россия

*E-mail: imndt31@mts-nn.ru

Рассмотрены акустические исследования конструкционной углеродистой стали Ст3сп5 в зоне основного металла сварного соединения при ее усталостном разрушении. Произведена оценка степени деградации стали акустическим методом на стадии накопления структурной поврежденности.

Ключевые слова: акустические параметры, неразрушающий контроль, поврежденность, усталостное разрушение.

Одним из самых востребованных в промышленности стальных сплавов является сталь Ст3. Этот материал нашел широкое применение, в том числе в тяжело нагруженных элементах сварных конструкций, деталей машин и механизмов, работающих при критических температурах от -40°C до 425°C при знакопеременных нагрузках. Следует учесть значительную выработку ресурса промышленных объектов, поэтому оценка состояния металла сварного соединения ответственных элементов конструкций и деталей машин методами неразрушающего контроля представляется актуальной задачей.

Проведены усталостные испытания при одноосном растяжении-сжатии цилиндрических образцов, вырезанных из пластины стыкового сварного соединения стали Ст3сп5. Толщина пластины сварного соединения составляла 28 мм, расстояние от центра сварного шва до главной оси цилиндрических образцов составляла 60 мм. Металлографические исследования показали, что микроструктура металла на таком удалении от сварного шва соответствует зоне основного металла (рисунок 1). Частота циклического деформирования: 2 Гц; коэффициент асимметрии цикла: -1 ; амплитуда деформации цикла: 0,25%.

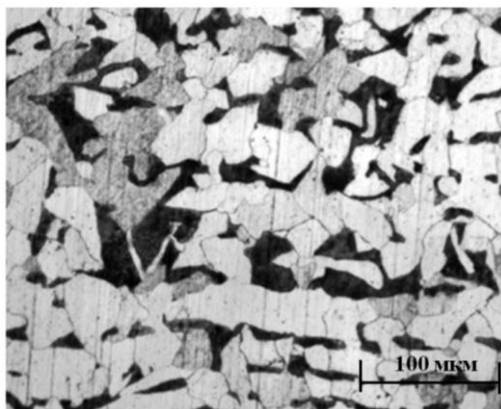


Рисунок 1 – Микроструктура стали Ст3сп5 на удалении 60 мм от сварного шва.

Усталостные испытания проводились поэтапно. На каждом этапе циклического деформирования в объеме материала исследовались изменения акустических параметров ультразвуковым эхо-импульсным методом. Использовались сдвиговые волны, для возбуждения которых применялись малогабаритные пьезоэлектрические преобразователи V157 и V1091 фирмы «Olympus» с диаметром излучающей пластины 4 мм и несущей частотой

5 МГц. Частота дискретизации 1 ГГц достигалась путем применения высокочастотного преобразователя аналоговых сигналов ЛА-n1USB.

Параметр акустической анизотропии A рассчитывался по формуле (1):

$$A = \frac{2(v_{zx} - v_{zy})}{(v_{zx} + v_{zy})} = \frac{2(\tau_{zy} - \tau_{zx})}{(\tau_{zy} + \tau_{zx})}, \quad (1)$$

где v_{zi} и τ_{zi} , $i = x, y$ – скорость и время распространения поперечных упругих волн, поляризованных вдоль и поперек оси растяжения-сжатия соответственно.

В результате ультразвуковых исследований получены графики зависимости скоростей распространения поперечных упругих волн, поляризованных вдоль и поперек оси растяжения-сжатия, от количества циклов нагружения N (рисунок 2).

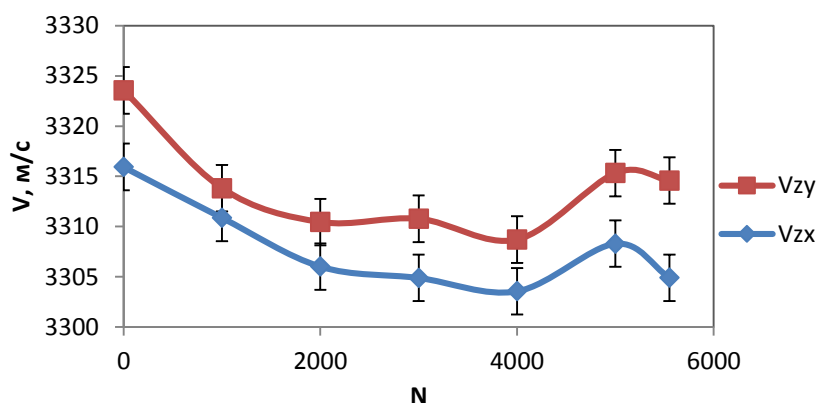


Рисунок 2 – Зависимость скоростей распространения поперечных упругих волн от количества циклов нагружения.

С самого начала циклического деформирования и вплоть до 4000 циклов наблюдается монотонное уменьшение скоростей распространения сдвиговых волн. При выработке ресурса более 70% и последующем нагружении скорости волн начинают увеличиваться. Такое характерное поведение скоростей может быть использовано в качестве диагностического параметра для прогнозирования процесса разрушения, но необходимость знать длину акустического пути (или толщину материала) усложняет задачу. Также следует учитывать, что погрешность определения толщины материала существенна. Совокупность этих факторов вынуждает использовать для диагностики состояния материала относительные величины, например, параметр акустической анизотропии.

В результате ультразвуковых исследований получен график зависимости параметра акустической анизотропии от относительного количества циклов N/N^* (рисунок 3).

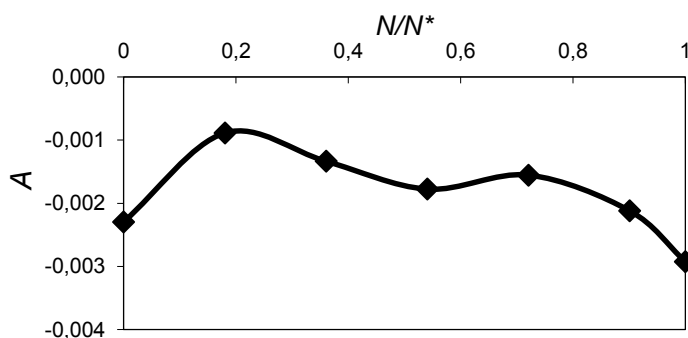


Рисунок 3 – Зависимость акустической анизотропии от относительного количества циклов

На начальном этапе (20% от циклической долговечности) происходит резкое изменение параметра акустической анизотропии, а затем его монотонное уменьшение вплоть до момента разрушения. Участок, на котором происходит его монотонное уменьшение, можно аппроксимировать линейной зависимостью. Поврежденность, рассчитанная по формуле Пальмгрена, и определяемая как относительное количество циклов, можно рассчитать по формуле:

$$\frac{N}{N^*} = k_1(A_i - A_0) + k_2, \quad (2)$$

где $k_1 = -411$, $k_2 = 0,83$, A_i и A_0 – текущее и начальное значения параметра акустической анизотропии соответственно.

Таким образом, предложен способ прогнозирования поврежденности зоны основного металла сварного соединения из стали СтЗсп5 по данным ультразвуковых измерений. Планируются дальнейшие исследования участков зоны термического влияния сварного соединения.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-38-70051.

ЛИТЕРАТУРА

1. Мишакин В.В., Митенков Ф.М., Данилова Н.В., Ключников В.А. Использование акустического метода для оценки поврежденности стали 08X18H10T при усталостном разрушении // Контроль. Диагностика. 2012. № 7. С. 9 – 13.
2. Мишакин В.В., Наумов М.Ю., Мишакин С.В., Касина Н.В. Разработка акустического метода оценки поврежденности металлических сплавов до образования макротрещины // Дефектоскопия. 2007. № 10. С. 49 – 57.

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ НА КИНЕТИЧЕСКУЮ ПЛАСТИЧНОСТЬ НАПЛАВЛЕННОГО ЭКОНОМНО ЛЕГИРОВАННОГО ТЕПЛОСТОЙКОГО СПЛАВА

Н.Н. Малущин, В.Е. Громов, Д.А. Романов, А.П. Ковалев
Сибирский государственный индустриальный университет
г.Новокузнецк, Россия
E-mail : malushin@mail.ru

Исследовано влияние комплексного легирования на проявление эффекта кинетической пластичности и формирование временных и остаточных напряжений при охлаждении образцов из наплавленного металла типа сплава P2M9 на установке тепловой микроскопии ИМАШ–20–75. Показано, что эффект кинетической пластичности можно использовать предотвращения образования холодных трещин в наплавленных деталях.

Ключевые слова: комплексное легирование, эффект кинетической пластичности, временные и остаточные напряжения, холодные трещины.

Для упрочнения деталей машин горно – металлургического комплекса широко применяются в качестве наплавочных материалов хромовольфрамовые теплостойкие стали типа P18, P6M5, P9, P2M8, 3X2B8, 3X2B4Ф, X10B14, 25X5ФМС, и др. Эти стали обладают наряду с высокими служебными свойствами неудовлетворительной свариваемостью [1, 2].

В разработанных в Сибирском государственном индустриальном университете способах наплавки теплостойких сталей высокой твердости для предотвращения образования холодных трещин предложено использовать эффект кинетической пластичности («сверхпластичности»), проявление которого в процессе мартенситного превращения было отмечено при исследованиях свойств наплавленного металла на установках тепловой микроскопии типа ИМАШ [3 – 6].

Цель работы - исследование влияния комплексного легирования на кинетическую пластичность наплавленного экономно легированного теплостойкого сплава. уменьшение величины остаточных напряжений и снижение вероятности образования холодных трещин.

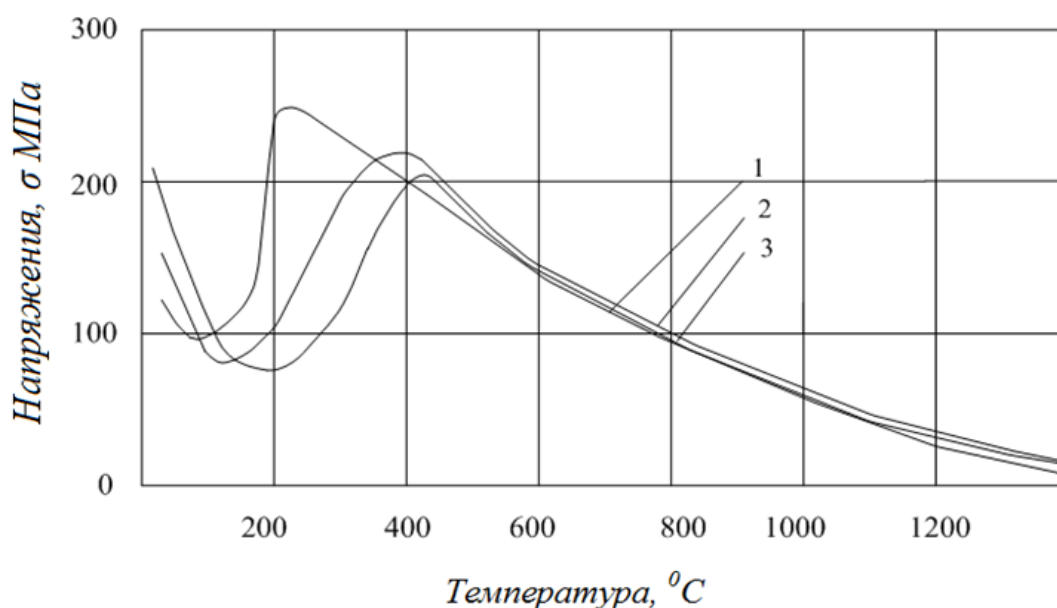
Стойкость металла против образования холодных трещин можно в определенных пределах изменять, регулируя нарастание в нем при охлаждении временных сварочных напряжений. Наиболее простой и надежный способ такого регулирования состоит в выборе химического состава наплавленного металла, которым определяется коэффициент линейного расширения, характер и объёмный эффект структурных превращений. Эти факторы оказывают существенное влияние на развитие временных напряжений в процессе наплавки. При исследовании эффекта кинетической пластичности стали P18 отмечено, что степень легирования оказывает известное влияние на релаксацию временных напряжений. Высказывалось предположение о возможности регулирования величины остаточных напряжений путём смещения кривой формирования временных напряжений в область более низких температур за счёт соответствующего легирования наплавленного металла. Тогда временные напряжения, накопившиеся при охлаждении металла в аустенитной области, в основном релаксируются в интервале мартенситного превращения и не получают дальнейшего развития при охлаждении до комнатной температуры T_k вследствие малой величины интервала мартенситного превращения [6, 7].

Ниже изложены результаты исследования влияния легирования на формирование временных напряжений в наплавленном металле с целью поисков путей уменьшения величины остаточных напряжений, а, следовательно, и снижения вероятности образования холодных трещин. Эксперименты проводились на образцах из наплавленного металла типа 3X2B8, P2M9Ю, P18Ю, дополнительно легированного алюминием и азотом путём соответствующего изменения химического состава порошковой проволоки.

На рисунке представлены данные об изменении временных термических напряжений в жестко закрепленных образцах из наплавленного теплостойкого металла. Температура

нагрева образцов равна 1200 °С. Из данных рисунка видно, что в интервале мартенситного превращения временные напряжения уменьшаются примерно в два раза по сравнению с напряжениями, накопившимися при охлаждении до температуры начала превращения M_n . Снижение временных напряжений в образцах из наплавленного металла обусловлено их релаксацией в момент протекания мартенситного превращения. При дальнейшем охлаждении ниже температуры конца мартенситного превращения $M_{к^{усл}}$, когда степень превращения уже достаточно велика и, благодаря образованию прочного «каркаса» возрастает предел текучести и начинает уменьшаться пластичность сплавов, временные напряжения увеличиваются.

При этом остаточные напряжения в образцах из металла типа 3Х2В8 составляют 200 МПа против 100 МПа у образцов из металла типа Р2М9Ю. Это можно объяснить смещением положения кривой формирования временных напряжений у сплава Р2М9Ю в область более низких температур, что является следствием дополнительного легирования наплавленного металла алюминием и азотом.



1 – Р18Ю; 2 - Р2М9Ю; 3 – 3Х2В8

Рисунок – Влияние комплексного легирования на формирование временных напряжений в наплавленном металле

Дальнейшее увеличение концентрации углерода и вольфрама в наплавленном металле типа Р18Ю привело к смещению температурного интервала $M_n - M_{к^{усл}}$ в область ещё более низких температур. Временные напряжения после релаксации в области мартенситного превращения не получили существенного развития, и остаточные напряжения в наплавленном металле Р18 оказались ещё ниже, чем в металле типа Р2М9Ю.

Совместное легирование наплавленного металла углеродом, хромом, вольфрамом, алюминием и азотом способствует сохранению более мелкого аустенитного зерна, поэтому у более легированного наплавленного металла типа Р18 мартенсит намного дисперснее мартенсита стали 3Х2В8. От степени дисперсности мартенсита зависит полнота использования мартенситного превращения в качестве механизма релаксации внутренних пиковых напряжений [1, 2]. Вероятно, этим же объясняется большая степень релаксации временных напряжений стали Р18. Характерно, что за счет малой величины температурного интервала $M_{к^{усл}} - T_k$, временные напряжения не успевают получить существенного развития, и при комнатной температуре в образцах из наплавленного металла Р18Ю зафиксирован самый низкий уровень остаточных напряжений.

Результаты лабораторных испытаний были проверены при натурных испытаниях исследованных марок наплавленного металла на стойкость против образования холодных трещин. По разработанному способу производилась многослойная плазменная наплавка с низкотемпературным подогревом и принудительным охлаждением заготовок из стали 30ХГСА [6,7]. Дефекты наплавки (поры, трещины, шлаковые включения) и дефекты структуры в наплавленном слое отсутствуют [8]. Отсутствие дефектов благоприятно сказывается на стойкости наплавленных деталей. Твердость металла после наплавки порошковой проволокой ПП-Р2М9Ю составляет HRC 52–57. Структура наплавленного металла при этом близка по своему составу к структуре теплостойкой стали типа P18 в закаленном состоянии и состоит из мартенсита (около 60%), карбонитридов (до 20%) и остаточного аустенита (до 30%). 3-4-х кратный высокотемпературный отпуск при температуре 580 °С увеличивает твердость наплавленного металла до HRC 62-64. Увеличение твердости объясняется превращением остаточного аустенита в мартенсит и эффектом дисперсионного твердения и образованием карбонитридов.

Промышленные испытания в реальных заводских условиях показали, что изготовленные с применением плазменной наплавки активного слоя теплостойкими сталями высокой твердости с регулируемым термическим циклом наплавленные детали обладают повышенной стойкостью (в 1,5... 2,0 раза) по сравнению с серийными деталями [1, 6].

Заключение

Показано, что в наплавленном экономно легированном теплостойком металле наблюдается эффект повышенной пластичности в момент мартенситного превращения и его можно использовать для релаксации напряжений в процессе наплавки и предотвращения образования холодных трещин.

ЛИТЕРАТУРА

- 1.Малушин Н.Н. Обеспечение качества деталей металлургического оборудования на всех этапах их жизненного цикла путем применения плазменной наплавки теплостойкими сталями / Н.Н. Малушин, Д.В. Валуев – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2013. – 358 с.
- 2.Геллер Ю. А. Инструментальные стали /Ю.А. Геллер – М.: Металлургия, 1975. – 584с.
- 3.Гуляев А.П. Технологическая пластичность быстрорежущих сталей/А.П. Гуляев, Л. М. Сармянова // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1969. – №7. – С. 2–9.
4. Кайбышев О.А, Пластичность и сверхпластичность металлов / О.А. Кайбышев – М.: Металлургия, 1995. – 280 с.
5. Применение эффекта сверхпластичности сталей в инструментальном производстве / С. Ф. Гнусов [и др.]; Томский политехнический университет (ТПУ). — Томск: Изд-во НТЛ, 2008. — 237 с.
6. Малушин Н.Н. Технология изготовления прокатных валков плазменной наплавкой теплостойкими сталями высокой твердости// Серия «Фундаментальные проблемы современного материаловедения» Влияние высокоэнергетических воздействий на структуру и свойства конструкционных материалов. В 2-х т. Т.2/Под ред. В.Е. Громова. – Новокузнецк, изд-во «СибГИУ», 2013.-С. 290-297
7. Способ многослойной наплавки теплостойкими сталями высокой твердости в азотсодержащей среде: пат. РФ №2699488 / Н.Н., Малушин., Д.А. Романов, В.Л. Осетковский, А.П. Ковалев, Е.А. Будовских, Д.В. Валуев. заявитель и патентообладатель ГОУ ВПО Сибирский гос. индустриальный университет. №2019104784; заявл.29.02.2019;опубл.: 05.09.2019;. Бюл .№25. С.5 патент)
8. Малушин Н.Н. Структурно - фазовое состояние теплостойкого сплава высокой твердости, сформированного плазменной наплавкой в среде азота и высокотемпературным отпуском/Н.Н. Малушин, Д.А. Романов, А.П. Ковалев, В.Л. Осетковский, Л.П. Бащенко//Известия высших учебных заведений. Физика. 2019. Т. 62. №10 (742). С. 106 – 111.

ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ АВТОВОЛНОВЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ

С. В. Колосов, Л. Б. Зуев, С. А. Баранникова, А. М. Никонова
ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск
E-mail: svk@ispms.ru

Рассмотрено поведение автоволн локализованного пластического течения в сплаве Fe-Ni-Cr при температурах $143 \leq T \leq 428$ К. Изучен температурный ход скорости распространения автоволны. Установлено, что для области низких температур выполняются обратная пропорциональность скорости автоволны коэффициенту деформационного упрочнения. Установлена температурная независимость упругопластического инварианта деформации.

Ключевые слова: деформация, пластичность, автоволны, длина автоволны, скорость автоволны, локализация, низкие температуры, дислокации.

Введение

Экспериментальные исследования кинетики развития пластической деформации твердых тел [1, 2] показали, что в ходе деформационного процесса формируются различные моды автоволн локализованного пластического течения, закономерно меняющиеся при изменении закона деформационного упрочнения. Автоволны характеризуются длиной λ , периодом T и скоростью распространения $V_{aw} = \lambda/T$. Их скорость обратно пропорциональна коэффициенту деформационного упрочнения $V_{aw} \sim \theta^{-1}$, а закон дисперсии имеет квадратичный характер $\omega \sim 1 + k^2$, где $\omega = 2\pi/T$ частота, а $k = 2\pi/\lambda$ волновое число.

Характеристики автоволны λ и V_{aw} связаны с межплоскостным расстоянием χ и скоростью поперечных упругих волн V_t безразмерным отношением

$$\frac{\lambda V_{aw}}{\chi V_t} = \hat{Z} \approx \frac{1}{2}, \quad (1)$$

справедливым для стадий линейного деформационного упрочнения и названным упругопластическим инвариантом деформации. Природа этого соотношения определяется взаимной обусловленностью процессов, одновременно протекающих в фононной и деформационной подсистемах пластически деформируемой среды [1, 2]. В исследованиях [1, 2] выполнение зависимостей $V_{aw} \sim \theta^{-1}$ для скорости и $\omega \sim 1 + k^2$ для дисперсии, а также инварианта (1) было проверено для деформации при $T = 300$ К. Задачей данной работы был анализ температурных зависимостей характеристик автоволновых деформационных процессов.

Материал и методы

Образцы из ГЦК сплава марки 12X18H10T с размерами рабочей части $40 \times 5 \times 2$ mm растягивались на испытательной машине «Instron-1185» со скоростью $3.3 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ при температурах 428, 296, 266, 243, 213, 143 К. Температура в ходе испытания оставалась постоянной, регулировалась скоростью подачи паров азота из сосуда Дьюара в рабочую камеру и измерялась хромель-алюмелевой термопарой. Скорость подачи паров азота задавалась нагревательным элементом, смонтированным внутри сосуда Дьюара.

Автоволновая мода, возникающая на стадии линейного деформационного упрочнения (фазовая автоволна) наиболее устойчива [1], поэтому ее характеристики регистрировали на этой стадии. Для выделения линейных стадий деформационные кривые в координатах $\sigma - \varepsilon$ преобразовывали в истинные напряжения s и деформации e [3]. Далее на кривых $s(e)$

выделялись участки, для которых $s \sim e$, а коэффициент деформационного упрочнения, нормированный на упругий модуль E , $\theta = E^{-1} \cdot ds/de = \text{const}$, как показано на рисунке 1 а.

Для визуализации автоволновых картин методом двухэкспозиционной спекл-фотографии [4] восстанавливались поля векторов смещений на поверхности образцов $r(x,y)$. Дифференцированием этих полей по координатам x и y вычислялись компоненты тензора пластической дисторсии для всех точек поверхности и строились их распределения по образцу для разных моментов времени. Характеристики автоволн локализованной пластичности λ и V_{aw} , постоянные при линейном деформационном упрочнении, оценивались по $X - t$ диаграммам, построенным на основе анализа распределений продольной компоненты тензора дисторсии ε_{xx} , как показано на рисунке 1 б.

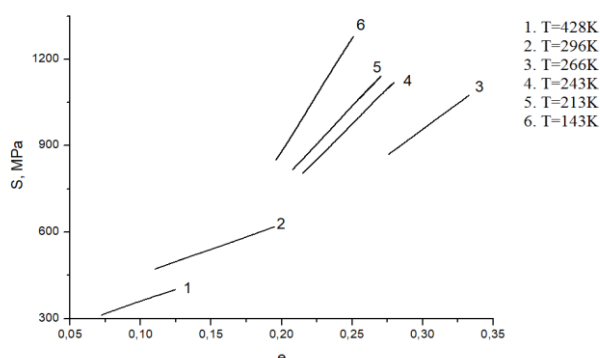


Рисунок 1 а – Участки линейного деформационного упрочнения в координатах $s - e$

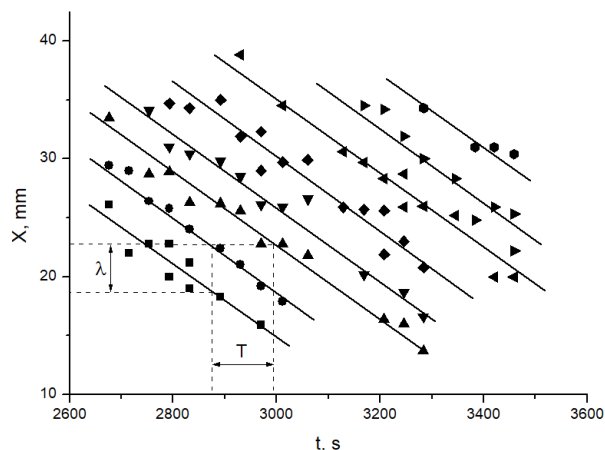


Рисунок 1 б – Пример $X-t$ кинетической диаграммы деформации: X – координата деформационной полосы, t – время

Результаты и их интерпретация

Как следует из таблицы, механические свойства сплава (временное сопротивление σ_B , условный предел текучести $\sigma_{0.2}$, относительное удлинение до разрыва δ и коэффициент деформационного упрочнения на линейной стадии деформационного упрочнения θ) существенно зависят от температуры. Важным аспектом настоящего исследования является анализ возможной температурной зависимости инварианта (1) и входящих в него величин.

Таблица – Механических свойств и автоволновых характеристик локализованной пластичности исследуемого материала

T, K	σ_B , МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ	θ , МПа	$\lambda \cdot 10^3$, m	$v_{aw} \cdot 10^5$, m/s
428	454	194	0.4	1940	4.5	7.6
296	790	269	0.7	1650	5.3	4.7
266	860	292	0.55	3580	4.9	4.1
243	955	287	0.44	4930	3.5	3.7
213	988	293	0.43	5260	4.2	3.1
143	1129	291	0.37	7740	4.6	2.5

Скорость распространения автоволн

Экспериментально полученная температурная зависимость скорости распространения автоволн $V_{aw}(T)$ показана на Рисунок 2 а, б. Длина автоволны в этом интервале в пределах точности эксперимента не зависит от температуры и составляет $\lambda = 4.5 \pm 0.25 \text{ mm}$. Это позволяет считать зависимости $V_{aw}(T)$ и $\lambda V_{aw}(T)$ эквивалентными.

По данным о величинах скоростей фронтов локализованной пластичности на стадиях линейного деформационного упрочнения и соответствующих коэффициентов деформационного упрочнения (таблица) был установлен вид функции $V_{aw}(\theta)$ при пониженных температурах.

Рисунок 3 а показывает, что

$$V_{aw}(\theta) = V_0 + \frac{\Theta}{\theta} \sim \theta^{-1} \quad (2)$$

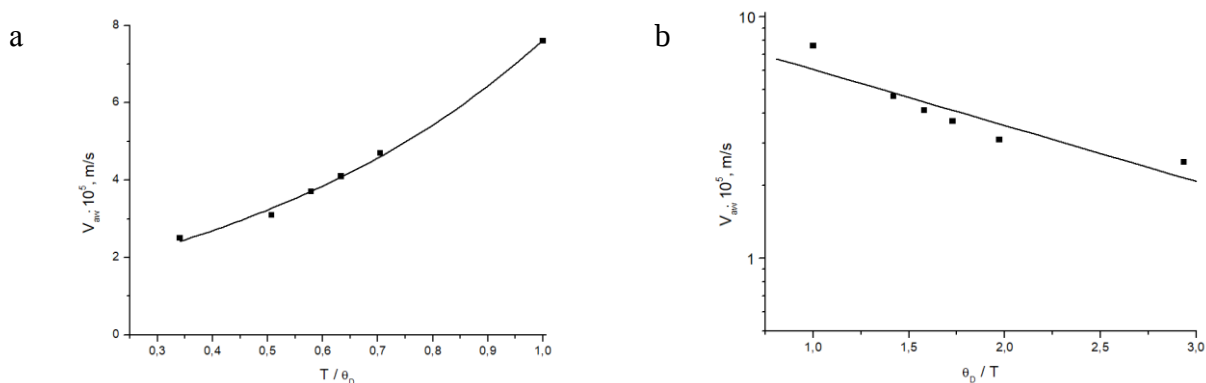
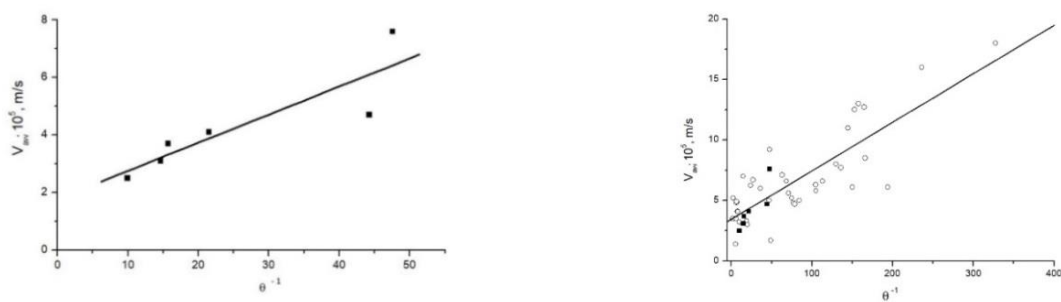


Рисунок 2 – Температурная зависимость скорости распространения автоволн локализованной пластичности

Значения констант $V_0 = 1.8 \cdot 10^{-5} \text{ m/s}$ и $\Theta = 9.8 \cdot 10^{-7} \text{ m/s}$ в уравнении (2) близки к найденным ранее общим для исследованных ранее материалов значениям, полученным при $T \approx 300 \text{ K}$. Измеренные для низких температур скорости распространения автоволн локализованной пластичности, укладываются на обобщающий график зависимости $V_{aw}(\theta)$, рисунок 3 б.



а – локализованной пластичности в исследованном сплаве при разных температурах;
б– локализованной пластичности для всех исследованных металлов

Рисунок 3 – Скорость распространения автоволн

О температурной независимости инварианта

Обратим внимание на то обстоятельство, что величина χV_t , входящая в уравнение (1), имеет размерность кинематической вязкости среды m^2/s . В этом случае нетрудно найти аналогию между инвариантом (1) и числом Рейнольдса, характеризующим режимы ламинарного и турбулентного движения жидкости [5] и записанным в виде

$$Re = \frac{lV}{\nu} = \frac{\rho lV}{\mu}, \quad (3)$$

где l – характерный пространственный масштаб потока, V – его скорость, ρ – плотность, ν – кинематическая, а μ – динамическая вязкость среды. Если для случая пластического течения принять, что $l \equiv \lambda$, $V \equiv V_{aw}$ и $\nu \equiv \chi V_t$, то уравнение (3) совпадает с инвариантом (1).

Идея о развитии ламинарного и турбулентного режимов при пластическом течении твердых тел по аналогии с течением жидкости была высказана Коттреллом [6]. В основе автоволновых механизмов пластического течения, как и в основе механизмов пластичности вообще [7], лежит движение дислокаций. Проблема их подвижности разработана в [8], где показано, что скорость движения дефектов в поле напряжений контролируется вязкостью фононного газа (в металлах также и электронного [9]) и определяется соотношением $V_{disl} = b\sigma/B$, где B – константа торможения дислокаций, определяемая характеристиками фононного газа. При «деформационной» интерпретации соотношения (3) имеет смысл связать вязкость μ с константой дислокационного торможения B и полагать, что $\chi V_t \sim \mu \sim B$.

Отсюда следует возможность анализа температурной зависимости критерия Рейнольдса и, соответственно, инварианта (1) на основе зависимости $B(T)$, проанализированной в [8]. Сопоставим показанные на рисунке 4 экспериментально полученную зависимость $\lambda V_{aw}(T)$ (график 1) и зависимость (график 2), построенную по данным работы [8], где в соотношении B_T константа торможения дислокаций при температуре T , а $B_{T=\theta_D}$ при $T = \theta_D$. Как показывает сравнение, при падении T/θ_D от 1 до 0.3 значения для обеих зависимостей уменьшаются почти в одинаковой степени, и выполняется отношение $\lambda V_{aw}/\chi V_t \approx const$. Это можно рассматривать как указание на температурную независимость упругопластического инварианта (1).

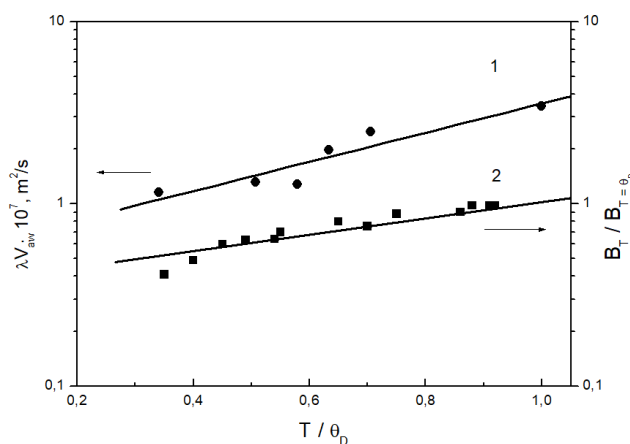


Рисунок 4 – Сопоставление зависимостей $\lambda V_{aw}(T)$ (1, слева) и $B_T/B_{T=\theta_D}(T)$ (2, справа)

Выводы

1. Установлены закономерности поведения автоволновых характеристик локализованного пластического течения от температуры испытания. Длина автоволны не зависит от температуры испытания, а ее скорость растет с температурой по закону Аррениуса.
2. Для области пониженных температур испытания подтверждены выполнение обратной пропорциональности скорости автоволн коэффициенту деформационного упрочнения.
3. Предложена интерпретация упругопластического инварианта деформации как аналога числа Рейнольдса, которая может быть перспективна для объяснения физической природы закономерностей пластического течения.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН.

ЛИТЕРАТУРА

1. Zuev, L.B. Autowave physics of material plasticity / L.B. Zuev // Crystals. 2019. Vol. 9, issue 9. P. 1 – 29.
2. Зуев Л. Б. Автоволновая пластичность. Локализация и коллективные моды / Л. Б. Зуев. М.: Физматлит, 2019. 207 с.
3. Asaro R. J. Mechanics of Solids and Materials / R. J. Asaro, V. A. Lubarda. Cambridge University Press, 2006. 880 p.
4. Джоунс Р. Голографическая и спекл-интерферометрия / Р. Джоунс, К. Уайкс. М.: Мир, 1986. 327 с.
5. Ландау Л. Д. Гидродинамика / Л. Д. Ландау, Е.М. Лифшиц. М.: Физматлит, 2001. 732 с.
6. Коттрелл А.Х. Дислокации и пластическое течение в кристаллах / М.: Металлургия, 1958. 267 с.
7. Argon A. Strengthening Mechanisms in Crystal Plasticity / Argon A. Oxford University Press, 2008. 404 p.
8. Al'shits, V.I. *Dislocations in Crystals*, F.R.N. Nabarro Ed. / V.I. Al'shits // North-Holland, Amsterdam. 1986. № 7, 43 p.
9. Ziman J.M. Electrons and Phonons / J.M. Ziman. Oxford University Press, 2001. 576 p.

ФИЛЬТРАЦИОННАЯ МОДЕЛЬ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

В. Д. Сарычев¹, С. А. Невский^{1*}, А.Ю. Гагарин¹, В. Е. Громов¹

¹Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

*E-mail: nevskiy.sergei@yandex.ru

Предложена фильтрационная модель электропластической деформации. В ее основу положены представления о том, что материал является двухфазной гетерогенной средой. В качестве первой среды выбирались границы зерна, а второй тело зерна. Действие электрического тока сводится к неоднородному нагреву зеренной структуры. Определена скорость очагов локализации, которая совпала с экспериментально измеренной.

Ключевые слова: электропластическая деформация, гетерогенная среда, границы зерна, зеренная структура, законы сохранения.

В нашей работе для описания пластической деформации предлагается подход геомеханики, применяемый при изучении водонасыщенных грунтов, газовзвесей, суспензий и т.п. Такие системы моделируются двумя континуумами, то есть фазы фиктивно размазываются по всему объему, а их взаимодействие осуществляется путем обмена импульсом, массой, энергией. В предлагаемом подходе, деформируемая система разбивается на две подсистемы. Первая подсистема является возбужденной, она отвечает за перестройку системы, вторая – невозбужденная, не связанная со структурными изменениями. В этом случае пластическое течение поликристаллического материала осуществляется трансляционным скольжением и зернограницным проскальзыванием. В качестве первой среды выберем границы зерна, а второй тело зерна. Запишем законы сохранения для этих сред:

$$\begin{aligned}\rho_1 \frac{d_1 \vec{u}_1}{dt} &= \alpha \operatorname{div} \vec{\sigma} + \phi(\vec{u}_2 - \vec{u}_1); \quad \frac{d_1 \rho_1}{dt} + \rho_1 \operatorname{div} \vec{u}_1 = 0; \\ \rho_2 \frac{d_2 \vec{u}_2}{dt} &= (1 - \alpha) \operatorname{div} \vec{\sigma} - \phi(\vec{u}_2 - \vec{u}_1); \quad \frac{d_2 \rho_2}{dt} + \rho_2 \operatorname{div} \vec{u}_2 = 0\end{aligned}\tag{1}$$

Пренебрежем в (1) инерционным членом, тогда получим следующее соотношение:

$$\alpha \operatorname{div} \vec{\sigma} = -\frac{\alpha}{K} (1 - \alpha) \rho_e (\vec{u}_2 - \vec{u}_1)\tag{2}$$

Соотношение (2) представляет собой следствие из закона сохранения импульса для первой фазы и является аналогом закона Дарси в теории фильтрации. Смысл постоянной $1/K$ заключается в том, что она является коэффициентом сопротивления движению первой фазы со стороны второй. В одномерном случае будем искать решение (1) и (2) в виде бегущей волны. В итоге получим:

$$\frac{d\tilde{u}}{d\eta} = \frac{-1 + \alpha_2}{\tilde{u} - 1} - \frac{-1 + \alpha_1}{\tilde{u}} + \frac{\alpha}{(\tilde{u} + \beta)}\tag{3}$$

Решение уравнения (3) имеет вид:

$$(1-\alpha_1)\ln \tilde{u} + (-1+\alpha_2)\ln(1-\tilde{u}) + \alpha \ln(\tilde{u} + \beta) = \eta + C \quad (4)$$

Анализ данной зависимости показывает, что существуют два частных случая. В первом случае, при $\tilde{u} \geq 0$ уравнение (4) принимает вид:

$$(1-\alpha_1)\ln \tilde{u} + \alpha \ln \beta = \eta + C, \quad (5)$$

во втором случае, при $\tilde{u} \approx 1$ (4) примет вид:

$$(-1+\alpha_2)\ln(1-\tilde{u}) + \alpha \ln(\beta+1) = \eta + C. \quad (6)$$

Для того чтобы определить объемные доли α на границах «ударного перехода» необходимо перестроить графики работы [1] в координатах $\frac{x}{L} - \ln\left(\frac{u}{u_*}\right)$ и $\frac{x}{L} - \ln\left(1 - \frac{u}{u_*}\right)$, где L – длина рабочей части образца. Затем по значениям коэффициентов, стоящих при $\ln \frac{u}{u_*}$, $\ln\left(1 - \frac{u}{u_*}\right)$ найти α . Аппроксимация данных методом наименьших квадратов показала, что в отсутствие тока значения $\alpha_1 = 0,925$, $\alpha_2 = 0,838$. При пропускании импульсного электрического тока значение объемной доли $\alpha_1 = 0,901$, $\alpha_2 = 0,839$. Соответственно значение скорости ударного перехода при наличии тока $u_0 = 0,517$ мм/мин, а в его отсутствие $u_0 = 0,373$ мм/мин, что совпадает с экспериментальными результатами и говорит об адекватности предложенной математической модели.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Российского научного фонда № 20-19-00452

ЛИТЕРАТУРА

1. Влияние импульсного электрического тока на характер движения автоволн пластической деформации при растяжении стальной пластины / А.Ю. Гагарин, В.Д. Сарычев, С.А. Невский, А.И. Потекаев // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2019. Т. 62. № 2. С. 148-153.

КРИТЕРИЙ ПРЕДЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ СТРЕСС-ИСПЫТАНИЯХ ТРУБОПРОВОДОВ ИЗ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

Е.А. Ожиганов^{1,2*}, С.В. Коновалов³, А.Н. Смирнов^{1,2}

¹ Кузбасский государственный технический университет имени Т.Ф. Горбачева, Кемерово, Россия

² ООО «Кузбасский центр сварки и контроля», Кемерово, Россия

³ Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, Самара, Россия

*E-mail: zhigan84@mail.ru

Проведены экспериментальные исследования стадийности пластической деформации образцов сварных соединений из конструкционных сталей. Проанализированы основные параметры сигнала акустической эмиссии на всех стадиях деформации, установлены характерные для каждой из стадий зависимости. Разработан критерий предельной деформации при стресс-испытаниях трубопроводов из конструкционных сталей.

Ключевые слова: конструкционная сталь, акустическая эмиссия, деформация, стадийность, стресс-испытания, критерий предельной деформации.

Проблема надёжности и безопасной эксплуатации оборудования, работающего под давлением, в настоящее время приобретает все большее значение. Трубопроводы являются одним из самых распространенных средств транспортировки газообразной и жидкой среды. Проведение стресс-испытаний (СИ) потенциально связано с риском возникновением аварий и разрушения трубопровода, поэтому для определения стадии пластической деформации, совместно с СИ предложено проводить регистрацию и анализ источников акустической эмиссии (АЭ) в режиме реального времени.

В настоящей работе исследовалось влияние стадийности процесса деформации [1] на динамику сигналов АЭ. Сварные соединения пластин из конструкционной стали 09Г2С толщиной 5 мм выполняли электродами ЦУ-5. Механической обработкой из них были изготовлены плоские образцы без головок 5,0×15,0×250,0 мм. Испытания на одноосное растяжение проводили с средней скоростью нагружения составляла 15 Н/с. Регистрация сигналов АЭ в процессе деформации проводилась измерительным комплексом A-Line 32D.

Методом математического анализа получены зависимости изменения параметров АЭ (суммарного счета, активности, амплитуды и сигнала) от степени деформации. Данные зависимости индивидуальны для каждого этапа деформации (макроупругих деформаций, легкого скольжения, линейного и параболического упрочнения) и являются акустическим отображением стадийности процесса деформации для исследуемых конструкционных сталей [2, 3, 4].

На основе математических закономерностей изменения параметров АЭ сигнала, для исследуемых марок сталей, разработан четырёхпараметрический трехуровневый критерий определения стадии пластической деформации по параметрам АЭ сигнала. Данный критерий позволяет качественно оценить степень пластической деформации при СИ трубопроводов (по всей области локации АЭ).

Реализация критерия предельной стадии пластической деформации по параметрам АЭ сигнала особенно важна на практике. Так, при СИ протяженных трубопроводов совместно с регистрацией и анализом сигналов АЭ, многоканальными АЭ-комплексами в режиме реального времени, достижение того или иного уровня критерия даже по показаниям одного АЭ-канала, говорит о переходе к соответствующей стадии пластической деформации на локальном участке трубопровода, где установлен данный преобразователь АЭ.

ЛИТЕРАТУРА

1. Козлов Э.В. Современная картина стадий пластической деформации / Козлов Э.В., Конева Н.А. // Вестник ТГУ. 2003. Т. 8 №4 С. 514-518.
2. Смирнов А.Н. Акустическая эмиссия при различных степенях деформации и способах сварки стали СтЗсп / Смирнов А.Н., Ожиганов Е.А. // Вестник КузГТУ. 2014. №6. С. 68-72.
3. Акустическая эмиссия в экспериментальном материаловедении / Н.А. Семашко, В.И. Шпорт, Б.Н. Марьин и др. / под ред. Н.А. Семашко, В.И. Шпорта. – М.: Машиностроение, 2002. 240 с.
4. Зуев Л.Б. Особенности акустической эмиссии при развитии полос Чернова-Люддерса в образцах из низкоуглеродистой стали / Зуев Л.Б., Муравьев Т.В. // Журнал технической физики, 2008, т. 78, вып. 8. С. 135-139.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАГНИЕВОГО СПЛАВА ДЛЯ МЕДИЦИНСКИХ ПРИЛОЖЕНИЙ ПОСЛЕ ОБРАБОТКИ ЭКСТРУЗИЕЙ

Н.А. Лугинин^{1,2}, Ю.П. Шаркеев^{1,2}, А.Ю. Ерошенко¹, Е.В. Легостаева¹

¹ИФПМ СО РАН, Томск, Россия

²Томский Политехнический Университет, Томск, Россия

E-mail: nikishek90@gmail.com

Представлены экспериментальные результаты влияния экструдированного и рекристаллизованного состояния на механические свойства магниевого сплава Mg-Y-Nd. Сплав Mg-Y-Nd в экструдированном состоянии имеет более высокие механические свойства.

Ключевые слова: магниевый сплав, интенсивная пластическая деформация, экструзия, механические свойства, микроструктура, термическая обработка.

Актуальность работы

В настоящее время в развитых странах уделяется большое внимание разработке новых перспективных материалов для медицинских применений, особенно это характерно для группы биоразлагаемых материалов. Спектр биоразлагаемых медицинских материалов обширен и включает: керамики, металлы, полимеры, гидроксипатиты, однако данные материалы не удовлетворяют всем требованиям, а именно: по скорости резорбции в организме, механическим свойствам и биосовместимости [1-4]. Группа металлических материалов на основе магния наиболее близка по всем свойствам, однако у магниевых сплавов скорость резорбции слишком велика, что ограничивает их широкое применение в медицине [3]. Однако в последнее время ведутся разработки методов регулирования скорости биорезорбции в магниевых сплавах за счет легирования биоинертными элементами.

Магниевые сплавы имеют низкие характеристики, такие как, пределы текучести и прочности, что не позволяет их широко использовать в медицине [1]. В последнее время ведутся разработки по повышению прочностных свойств магниевых сплавов. Для того применяют различные методы интенсивной пластической деформации [5], которые позволяют существенно повысить прочностные характеристики сплавов без существенного изменения скорости биорезорбции.

Объект и методы исследования

Объектом исследования являлся сплав системы Mg-Y-Nd. Магниевый сплав был получен методом непрерывного литья в кокиль [6], а затем подверглся деформационной обработкой экструзией. Сплав исследовали в экструдированном и рекристаллизованном состояниях. В рекристаллизованном состоянии образцы имели форму прутков диаметром 16 мм и длиной 105 мм. Рекристаллизованное состояние в сплаве получали отжигом при температуре 510 °С в течение 6 часов в аргоне с охлаждением на воздухе. Элементный состав сплава был определен методом ЭДС-анализа на растровом электронном микроскопе LEO EVO 50 (Mg – 94,0 мас. %; Y – 3,5 мас.%; Nd – 2,5 мас. %).

В качестве механических характеристик были выбраны микротвёрдость по Виккерсу (Duramin-5) и испытание на растяжение (Instron 8801) в соответствии с ГОСТ 1497-84 со скоростью 0,17 мм/с. Микроструктуру образцов сплава исследовали методом оптической микроскопии (Altami MET 1C и AXIOVERT-200MAT) в продольном и поперечном сечениях прутка.

Результаты и обсуждение

Оптические изображения микроструктуры сплава в экструдированном состоянии представлены на рисунке 1.

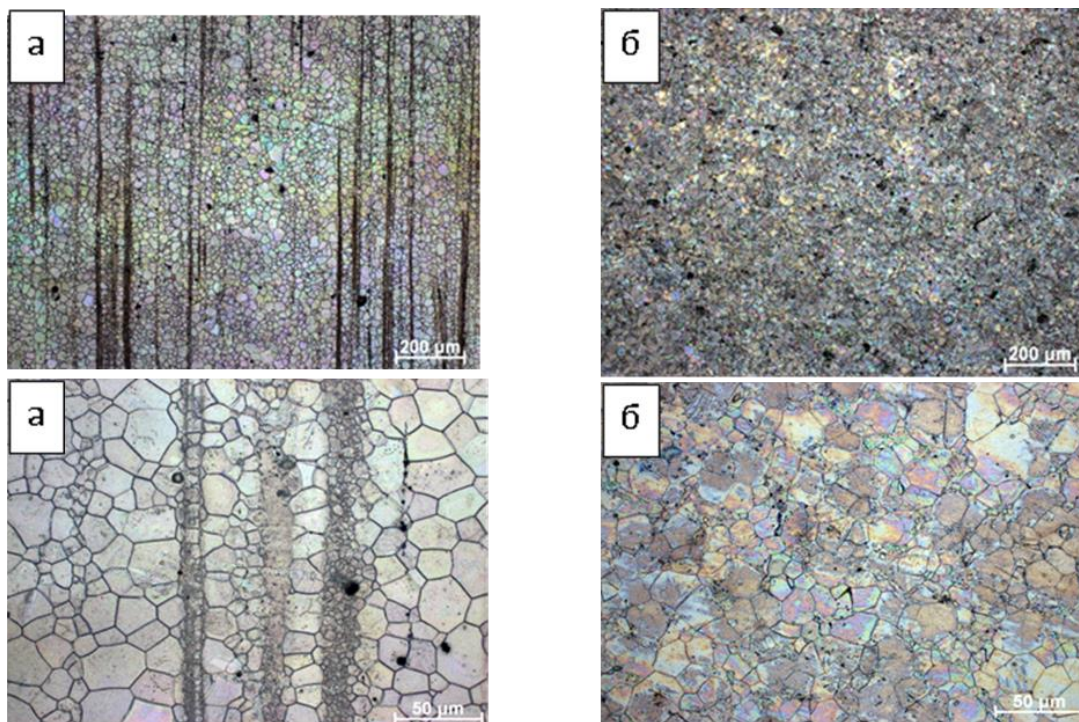


Рисунок 1 – Оптические изображения микроструктуры экструдированного образца сплава в продольном (а) и поперечном (б) сечениях

В экструдированном состоянии структура образца сплава отличается по сечениям. В поперечном сечении по всей поверхности шлифа наблюдаются зерна основной α -фазы магния среднего размера 14 ± 7 мкм. В продольном сечении прутка при большом увеличении видно, что структура состоит из двух типов структурных элементов: зерен со средним размером 17 ± 8 мкм, и более мелких зерен со средним размером 1 мкм, которые образуют «полосы».

Микроструктура рекристаллизованного сплава в продольном сечении представлена на рисунке 2.

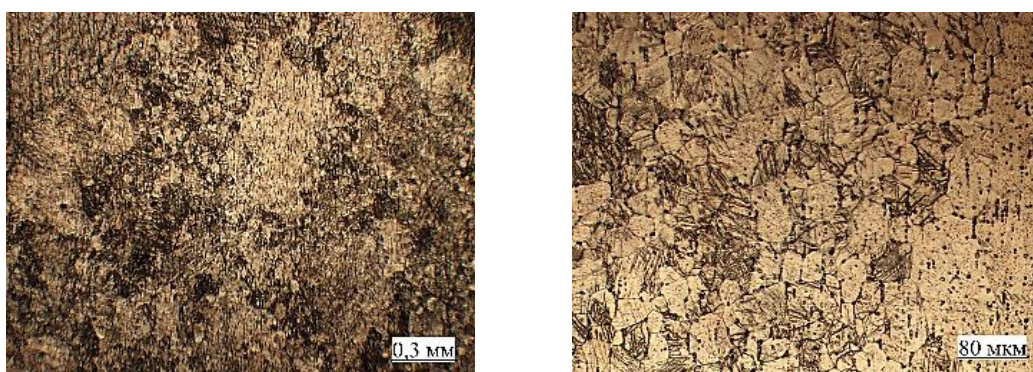


Рисунок 2 – Оптические изображения микроструктуры сплава в рекристаллизованном состоянии

В рекристаллизованном состоянии микроструктура сплава достаточно однородная по объему заготовки и представляет собой зерна основной α -фазы магния со средним размером зерна в продольном сечении 35 ± 20 мкм.

Кривые растяжения сплава в различных состояниях приведены на рисунке 3. Также на рисунке представлены зависимости коэффициента линейного упрочнения в зависимости от величины деформации. Условный предел текучести $\sigma_{0.2}$ сплава в экструдированном состоянии

равен 125 МПа, что в 1,3 выше, чем у рекристаллизованного – 97 МПа. Предел прочности σ_B , равный 330 МПа, увеличился практически в 1,4 раза по сравнению с отожженным состоянием, $\sigma_B = 235$ МПа при увеличении уровня пластичности до 21 %.

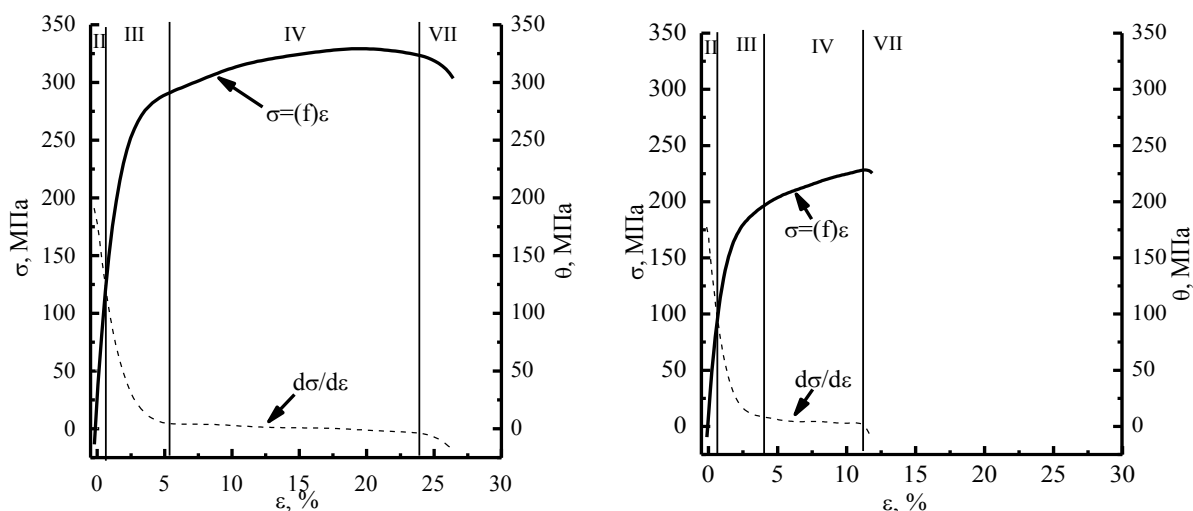


Рисунок 3 – Кривые растяжения для сплава Mg-Y-Nd в экструдированном (а) и рекристаллизованном (б) состояниях

В таблице представлены механические характеристики сплава Mg-Y-Nd в экструдированном и рекристаллизованном состояниях.

Таблица – Механические характеристики сплава Mg-Y-Nd

Образец	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	ϵ , %	HV, МПа
Mg-Y-Nd (экструзия)	125	330	21	1210
Mg-Y-Nd (отжиг)	97	230	12	860

Экструдированный сплав превосходит рекристаллизованный как по прочностным свойствам, так и пластическим свойствам. Это связано с особенностями микроструктуры [7]. С одной стороны «полосы» из мелких зерен обеспечивают прочность сплаву, с другой же стороны более крупные зерна очень хорошо деформируются вдоль полос из мелких зерен при приложении к ним определенного усилия, и при дальнейшем нарастании нагрузки такая структура обеспечивает целостность образца, не допуская разрушения до больших величин деформации (21 %).

На кривых деформации сплава в двух состояниях можно выделить 4 этапа пластической деформации в соответствии с классификацией, приведенной авторами в [8]. Следует отметить, что переходная стадия II отсутствует на обоих кривых растяжения, что может быть связано с высокой скоростью деформации. Первым этапом является линейный участок упругой деформации (II), на котором наблюдается уменьшение коэффициента линейного упрочнения. Следующая стадия III является параболической и наступает при достижении условия Бэкофена-Консидер, коэффициент θ на данной стадии уменьшается до нуля. Переход к стадии IV сопровождается небольшим линейным участком, однако общий характер кривой остается параболическим, коэффициент θ данного участка остается практически постоянным и равным нулю. V и VI этапы отсутствуют, что также можно связать с особенностью деформации данного материала. На заключительном этапе VII происходит падение коэффициента θ до отрицательных значений, что связано с низкой пластичностью сплава. Толщина шейки в

процессе деформации остается практически постоянной, в связи с чем на последнем этапе материал резко разупрочняется, что ведет к его разрушению.

Заключение

Установлено, что сплав Mg-Y-Nd в экструдированном состоянии имеет более высокие механические характеристики, чем в рекристаллизованном состоянии. При статическом растяжении деформационное поведение сплава Mg-Y-Nd после обработки экструзией и в рекристаллизованном состоянии имеет общие закономерности. Метод деформационного упрочнения экструзией будет являться эффективным для повышения механических свойств магниевых сплавов.

Благодарности

Работа выполнена при поддержке Программы фундаментальных научных исследований РАН FWRW-2021-0004

ЛИТЕРАТУРА

1. Witte F. Degradable biomaterials based on magnesium corrosion / F. Witte // Current Opinion in Solid State and Materials Science. 2008. V. 12. P. 63-72.
2. Hermawan H. Degradable metallic biomaterials: Design and development of Fe-Mn alloys for stents / H. Hermawan // J Biomed Mater Res A. 2010. V. 93. P. 1-11.
3. Lin X. The in vitro degradation process and biocompatibility of a ZK60 magnesium alloy with a forsterite-containing micro-arc oxidation coating / X. Lin // Acta Biomaterialia. 2013. V. 9. P. 8631-8642.
4. Zheng Y.F. Biodegradable metals / Y.F. Zheng // Mat Sci Eng R. 2014. V. 77. P. 1-34.
5. Кулясова О.Б. 54. УМЗ структура и механические свойства магниевого сплава / О.Б. Кулясова // Вестник УГАТУ. 2016. № 3. С. 25-30.
6. Elsayed R., Hort N., Salgado-Ordoric M.A., Kainer K. // Materials Science Forum. 2011 V. 690. P.65-68.
7. Zeng Z. Magnesium extrusion alloys: a review of developments and prospects / Z. Zeng // International Materials Reviews. 2019. V. 64. P. 27-62.
8. Основы пластической деформации наноструктурных материалов / Э. В. Козлов и др.. М.: Физматлит, 2016. 304 с.

Секция 3.

*Влияние внешней обработки и
воздействий (модификация,
наплавка, облучение и т.п.) на
структуру и свойства
материалов*

ПЕРСПЕКТИВНЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ СПЛАВА СИСТЕМЫ Sn-Sb-Cu ДЛЯ УЗЛОВ ТРЕНИЯ, РАБОТАЮЩИХ В ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ

Р. С. Михеев^{1*}, И. Е. Калашников², Л. И. Кобелева², П. А. Быков²

¹ МГТУ им. Н.Э. Баумана, Москва, РФ

² ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, Москва, РФ

*E-mail: mikheev.roman@mail.ru; mikheev@bmstu.ru

Приведены результаты исследований композиционных покрытий на основе сплава системы Sn-Sb-Cu, полученных методом дуговой наплавки. Показано, что присутствие в их составе субмикронных частиц бора, карбида бора, а также частиц карбида кремния микронных размеров, позволяет уменьшить на 20-40% значения коэффициентов трения, а также увеличить на 20-35% износостойкость покрытий.

Ключевые слова: композиционные материалы, узлы трения, антифрикционные покрытия, дуговая наплавка.

Сплавы на оловянной или свинцовой основе называют баббитами и применяют преимущественно в подшипниках скольжения машин и механизмов ответственного назначения, работающих в экстремальных условиях, к числу которых относятся: прокатные станы, паровые и газовые турбины, распределительные валы двигателей и компрессоров и другие тяжелонагруженные изделия. Благоприятное сочетание свойств: низкий коэффициент трения, высокие демпфирующая способность и степень прирабатываемости в динамических условиях работы, незначительный износ сопряженной детали и низкий уровень энергозатрат, позволяет эксплуатировать изделия из подобных материалов при высоких скоростях и нагрузках с возможными перекасами осей, вызывающими повышенные краевые давления [1, 2]. Лучшими антифрикционными свойствами среди баббитов обладают материалы системы Sn-Sb-Cu, характеризующиеся не только минимальными значениями коэффициента трения, в том числе при работе в условиях сухого трения без смазки, но и сравнительно высокой вязкостью, а также минимальной способностью к выкрашиванию в процессе эксплуатации, например, сплав марки Б83 (10-12 масс.% Sb, 5,5-6,5 масс.% Cu, Sn - остальное, ГОСТ 1320) [1 – 3]. Однако, олово (Sn), являющееся основным компонентом в составе баббитов марки Б83, является дорогим с экономической точки зрения исходным материалом, что обуславливает высокую стоимость сплавов подобного состава. Поэтому для уменьшения расхода дефицитного олова во многих случаях баббиты применяют в виде рабочих слоев толщиной до 6 мм сформированных на твердой, прочной основе, например, из низкоуглеродистой стали, обеспечивающей достаточный уровень прочности. Кроме того, избыточная гетерогенность сплава Б83, и, особенно, присутствие в мягкой матрице (α -твердый раствор сурьмы в олове) слабо связанных с ней интерметаллидных соединений, представляющих собой крупные (до 200 мкм) кристаллы твердого раствора на основе химического соединения SnSb (β -фаза) и игольчатые частицы Cu_3Sn (γ -фаза), обуславливают его относительно невысокие износостойкость и усталостную прочность [3, 4]. Улучшение свойств данного сплава может быть достигнуто за счет применения модифицирующих добавок и армирующих частиц, обеспечивающих измельчение и равномерное распределение указанных структурных составляющих в матрице [5].

Для формирования антифрикционных покрытий на массивных подложках толщиной 8 мм, изготовленных из низкоуглеродистой стали марки Ст3сп (0,14-0,22 масс.% C; 0,15-0,30 масс.% Si; 0,40-0,65 масс.% Mn; Fe – остальное по ГОСТ 380), в настоящей работе применяли процесс дуговой наплавки неплавящимся электродом в среде инертных газов. В качестве присадочного материала использовали разработанные и изготовленные методом горячей экструзии наплавочные композиционные прутки на основе сплава марки Б83 системы Sn-Sb-Cu [6]. Наплавочные прутки имели диаметр 3 мм и длину 350-400 мм, что соответствовало

ГОСТ 21449. Для армирования в состав прутков вводили 5 масс.% частиц карбида кремния (SiC) средним размером 40 мкм. Количество наполнителя выбирали по результатам ранее проведенных исследований, показавших нарушения сплошности образцов при большем количестве армирующих частиц [6]. Кроме армированных керамическими частицами были опробованы прутки, содержащие в количестве 0,25 масс.% субмикронные частицы бора (В), или карбида бора (В₄С) размером не более 0,5 и 1,0 мкм соответственно.

Дуговую наплавку производили на переменном токе неплавящимся вольфрамовым электродом в среде аргона на режиме: сварочный ток – $I = (160-170)$ А, напряжение на дуге – $U_d = (16-18)$ В, скорость наплавки – $V_n = 4,2$ м/ч, расход защитного газа (аргона) – (12-14) л/мин.

Наплавленные на стальную подложку композиционные покрытия на основе сплава системы Sn-Sb-Cu характеризуются гладкой поверхностью с плавным переходом к металлу подложки (рисунок 1, а). После механической обработки, необходимой для выравнивания рабочей поверхности, толщина каждого слоя составляет 2,0-3,0 мм. Отсутствие пористости в сформированных покрытиях даже при максимальной доле наполнителя (до 5 масс.%) в наплавочном композиционном прутке подтверждает правильный выбор технологических параметров дуговой наплавки. При изучении средствами оптической микроскопии определено, что линия сплавления наплавленных слоев с подложкой является непрерывной и не содержит несплошностей, что свидетельствует о высоком уровне адгезионной прочности покрытий (рисунок 1, б).

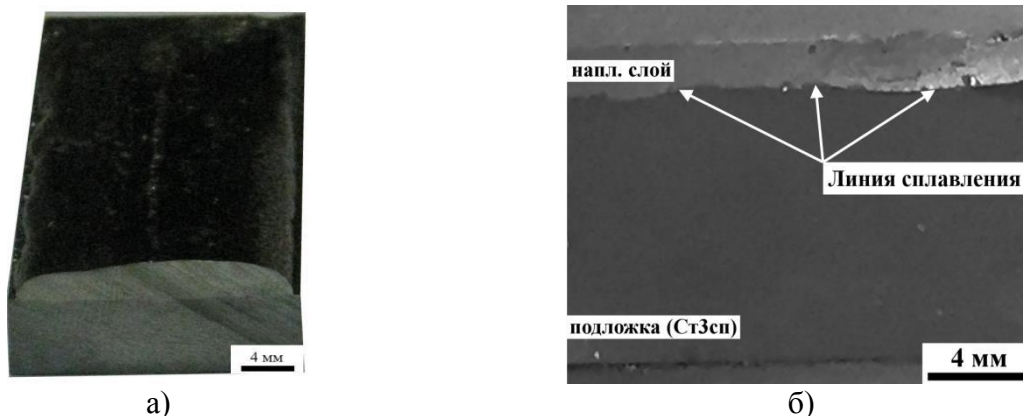


Рисунок 1 – Внешний вид (а) и характерная макроструктура (б) композиционных покрытий на основе сплава системы Sn-Sb-Cu, сформированных процессом дуговой наплавки.

Измерения твёрдости по Бринеллю наплавленных слоев проводили на универсальном приборе Wilson Wolpert 930 N вдавливанием шарика диаметром 2,5 мм при нагрузке 620 Н. Твёрдость наплавленного композиционного покрытия отличается от такового из матричного сплава марки Б83 (табл.1). Вследствие высоких скоростей кристаллизации, малой длительностью существования сварочной ванны, а также присутствия в составе покрытий наполнителей разной природы и размера в процессе наплавки происходит измельчение интерметаллидных фаз. Тугоплавкие частицы SiC микронного размера являются термическими стопорами, препятствующими развитию химических реакций роста интерметаллидных фаз, тогда как субмикронные частицы (В, В₄С) оказывают модифицирующее воздействие на структуру матрицы, являясь центрами зарождения интерметаллидных фаз при кристаллизации расплава на поверхности стальной основы. Результатом этого, является повышение твердости сформированных покрытий с 25,3 до 45,8 НВ.

Таблица 1 - Твердость и интенсивность изнашивания наплавленных покрытий

Номер образц а	Состав наплавочного прутка	Твердость покрытия, НВ	Интенсивность изнашивания покрытия, $I_m \times 10^{-5}$ г/м
1	Б83		2,62
2	Б83 + 0,25 масс.% В		1,71
3	Б83 + 0,25 масс.% В ₄ С		1,77
4	Б83 + 5 масс.% SiC		1,85

Трибологические испытания полученных композиционных покрытий проводили в условиях сухого трения скольжения на установке CETR UMT Multi-Specimen Test System по схеме: неподвижная втулка (контртело) против вращающейся шайбы при удельных нагрузках от 0,2 до 0,7 МПа и скорости скольжения 0,39 м/с. Размеры втулки из стали 45 по ГОСТ 1050 (HRC>63): внутренний диаметр 12 мм, наружный диаметр 16 мм. Испытываемый образец в виде шайбы представлял собой стальную основу толщиной 8 мм с нанесенным на ее поверхность композиционным покрытием толщиной 2-3 мм. Испытания каждого образца проводили при последовательном ступенчатом осевом нагружении до значений 18, 28, 39, 50, 60 Н (общий путь трения – 1110 м). Время испытаний при каждой осевой нагрузке составляло 10 мин. Выбранные параметры трибологических испытаний (осевая нагрузка, скорость скольжения) находятся в диапазоне реальных параметров трибонагружения конструкций из композиционных материалов, что позволяет сопоставлять и проводить сравнение полученных значений триботехнических характеристик с таковыми, указанными в других работах. Поведение образцов при сухом трении скольжении оценивали по значениям нормализованного коэффициента трения, представляющего собой соотношение между коэффициентами трения антифрикционных покрытий, наплавленных с применением композиционных прутков и прутков из баббита Б83, а также величине интенсивности изнашивания.

Наибольший эффект от присутствия субмикронных керамических частиц (например, В, В₄С) в покрытиях на основе сплава системы Sn-Sb-Cu достигается при малых удельных давлениях (до 0,33 МПа), в котором наблюдается снижение до 60% значения коэффициента трения и стабилизация процесса трения вследствие формирования из продуктов износа КМ и контртела мелкодисперсных промежуточных слоев, содержащих в ряде случаев углеродные структуры (рисунок 2).

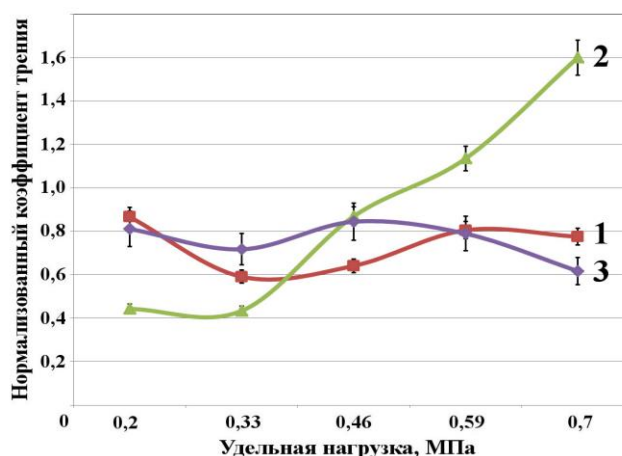


Рисунок 2. Нормализованные коэффициенты трения композиционных покрытий составов: 1 – Б83 + 0,25 масс.% В, 2 - Б83 + 0,25 масс.% В₄С, 3 - Б83 + 5 масс.% SiC.

Влияние частиц микронного размера (например, SiC) проявляется при удельных давлениях свыше 0,46 МПа, где они выполняют роль воспринимающих нагрузку на поверхность трения опор, ограничивающих пластическую деформацию и препятствующих механическому уносу материала матрицы в процессе сухого трения скольжения, что позволяет расширить диапазон трибонагружения (увеличить нагрузочную способность, скорости скольжения) и уменьшить с $2,73 \times 10^{-5}$ до $1,85 \times 10^{-5}$ г/м интенсивность изнашивания (табл.1).

Таким образом, анализ изменений значений нормализованных коэффициентов трения, интенсивности изнашивания изготовленных образцов в зависимости от удельного давления показывает целесообразность для достижения оптимального сочетания триботехнических характеристик (снижение интенсивности изнашивания и коэффициента трения на 38% и в 2 раза соответственно) не только модифицирования структуры сформированных процессом дуговой наплавки покрытий из сплавов на основе системы Sn-Sb-Cu субмикронными керамическими частицами, но и введения крупных высокопрочных армирующих частиц, препятствующих разрушению интерметаллидов под действием высоких удельных давлений за счет снижения на них нагрузки.

ЛИТЕРАТУРА

1. Barykin N. P. Wear and failure of babbit bushes in steam turbine sliding bearings / N. P. Barykin, F. A. Sadykov, I. R. Aslanyan // Materials engineering and performance. 2000. № 2. P. 127-131.
2. Газиев Р. Р. Ремонт подшипников скольжения компрессоров с применением газопламенного напыления / Р. Р. Газиев [и др.] // Нефтегазовое дело. 2012. № 5. С. 236–245.
3. Потехин Б. А. Свойства баббита Б83 / Б. А. Потехин, А. Н. Глущенко, В. В. Илюшин // Технология металлов. 2006. №3. С. 17-23.
4. Барыкин Н. П. Влияние структуры баббита Б83 на интенсивность износа трибосопряжений / Н. П. Барыкин, Р. Ф. Фазлыхметов, А. Х. Валеева // Металловедения и термическая обработка. 2006. № 2. С. 44-46
5. Калашников И. Е. Трибологические свойства композиционных материалов на основе баббита Б83, полученных методом порошковой металлургии / И. Е. Калашников [и др.] // Металлы. 2016. № 4. С. 101–107.
6. Калашников И. Е. Получение наплавочных прутков из антифрикционного композиционного материала на основе баббита Б83 методом экструзии / И. Е. Калашников [и др.] // Перспективные материалы. 2016. № 9. С. 70-77.

ВЛИЯНИЕ НАВОДОРОЖИВАНИЯ РАСПЛАВА ЗАЭВТЕКТИЧЕСКИХ СИЛУМИНОВ НА ИХ СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

В. К. Афанасьев¹, А. Н. Прудников^{1*}, В. А. Прудников²

¹Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия

²ООО «МСБ Инжиниринг», г. Новокузнецк, Россия

*E-mail: a.prudnikov@mail.ru

Изучено влияние наводороживания расплава на структуру и свойства заэвтектических силуминов. Показано значительное влияние водорода, вводимого при обработке расплава водяным паром, на содержание, форму и характер распределения кристаллов первичного и эвтектического кремния в сплавах Al-20 и 30 % Si и, следовательно, на их механические характеристики.

Ключевые слова: заэвтектический силумин, структура, обработка расплава, эвтектика, кристаллы первичного кремния, наводороживание, механические свойства.

Свойства силуминов, как и любых других сплавов, определяются их структурой. Как известно, в сплавах алюминия с кремнием есть три структурных составляющих: α -твердый раствор кремния в алюминии в виде дендритных конфигураций, эвтектика (Al+Si), и β -твердый раствор алюминия в кремнии, который, по сути, представляет собой выделения кремния [1]. Эти выделения первичного и эвтектического кремния являются творцами свойств сплавов системы Al-Si. При малых содержаниях кремния в сплаве выделения довольно мелкие и расположены между осями дендритов α -твердого раствора. Сплав в этом случае упрочняется. Повышение прочности происходит до тех пор, пока не появляются обособленные выделения первичного кремния, размер которых больше по сравнению с эвтектическим. Начиная с этого момента, прочность сплава будет снижаться и тем сильнее, чем больше содержания кремния. Наряду с этим, кремний снижает пластичность и переводит алюминий в хрупкое состояние. Поэтому справедливо обратить особое внимание на выделения кремния, так как именно они (их форма, количество и характер распределения) контролируют все механические, физические, химические и технологические свойства силуминов [2].

Водород является ведущим элементом в формировании технологических и служебных свойств. Поэтому при установлении связи между формированием литой структуры и свойствами силуминов особое внимание следует обратить на влияние водорода, который присутствует в силуминах и оказывает согласно результатам многих исследований на них большое влияние [3 – 8].

Для повышения свойств алюминиево-кремниевых сплавов за счет воздействия на выделения эвтектического кремния применяется известный способ обработки, включающий продувку кислород- и водородсодержащими парами (водяной пар или пары перекиси водорода) [9, 10]. Для усиления влияния водорода, получаемого при разложении паров воды на кислород и водород при обработке расплава на процесс формирования выделений эвтектического кремния при кристаллизации, было предложено введение более химически активного гидрида – перекиси водорода (H_2O_2), разлагающегося уже при комнатной температуре под действием света. Предлагаемый способ обработки расплава 5-20 % водным раствором перекиси водорода в количестве 0,1-2,5 % от массы расплава эвтектического силумина (11 вес. % Si) более эффективно измельчает эвтектические выделения, что находит свое выражение в повышении относительного удлинения почти в 1,5 раза.

Значительно менее изучен вопрос о влиянии водорода на кристаллы первичного кремния (КПК), контролирующие практически все свойства заэвтектических силуминов. Для исследования были использованы три наиболее простые с технологической точки зрения методики наводороживания расплава силуминов с помощью водяных паров:

- введение в расплав влажных асбестовых тампонов;
- продувка расплава водяным паром;
- выстаивание расплава в атмосфере водяного пара.

Введение в расплав влажных асбестовых тампонов проводили при температуре 800-900 °С. При этом наблюдается эффект модифицирования как КПК, так и эвтектики и твердого раствора для высококремнистых силуминов (20-30 % Si). Однако при длительной обработке (более 10 тампонов) происходит пересыщение расплава водородом и его последующее рафинирование, что ведет к огрублению структуры и образованию пористости. Аналогичный эффект модифицирования наблюдается и при продувке расплава водяным паром, причем этот эффект практически не зависит от времени продувки, однако при такой обработке образуется значительное количество шлака, которое тем больше, чем длительнее процесс продувки.

Наиболее просто и технологично наводороживание расплава можно провести по третьей методике. Причем ее применение позволило добиться максимальных структурных изменений. При проведении наводороживания по этой методике на расплав, находящийся в закрытом тигле, подается вода каплями, что обеспечивает атмосферу водяного пара над расплавом. Вода дозируется с помощью капельницы. Проведение плавки в герметичном устройстве позволяет создать парциальное давление водяного пара над расплавом и тем самым усиливает эффект насыщения. При проведении экспериментов расход воды составлял 1,5 см³/мин на килограмм металла, время выстаивания от 0,5 до 4 часов, температура при выстаивании расплава – от 700 до 1200 °С для сплавов с 20 и 30 % Si.

Выстаивание расплава силуминов в атмосфере водяного пара приводит к модифицированию их структуры. При этом значительное влияние оказывает температура выстаивания. При повышении ее от 700 до 1150 °С происходит измельчение кристаллов первичного кремния (КПК) от 250 до 50-80 мкм и модифицирование эвтектики (таблица). Однако выстаивание расплава при температуре 850 °С и выше приводит к появлению в отливках пористости, снижающей уровень механических свойств сплава Al-20 % Si.

Таблица – Влияние температуры выстаивания расплава в атмосфере водяного пара на структуру и механические свойства сплава Al-20 % Si (время выстаивания 1,5-2,0 ч)

Температура выстаивания, °С	Характеристики микроструктуры		Механические свойства	
	КПК	эвтектика	σ_b , МПа	δ , %
–	разветвленные дендриты до 250 мкм	модифицированная	92	0,6
700	то же, до 150 мкм	то же	103	0,8
800	полиэдрические, 120-150 мкм	то же	105	1,0
850	то же	то же, пористость	103	0,9
1060	то же, до 100 мкм	то же, пористость	128	1,5
1150	то же, 50-80 мкм	пластинчатая, сильная пористость	121	1,4

Влияние такой обработки на сплав Al-30 % Si менее эффективно. Однако при повышении температуры выстаивания до 1000 °С выше происходит огрубление эвтектики и появление пористости по сечению отливки.

Выводы

На основании анализа изменений микроструктуры показано значительное влияние водорода, вводимого при обработке расплава водяным паром, на содержание, форму и характер распределения кристаллов первичного кремния, и эвтектического в сплаве Al-20 % Si и, следовательно, на механические характеристики сплава.

ЛИТЕРАТУРА

1. Мондольфо Л. Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов / Л. Ф. Мондольфо. М.: Металлургия, 1979. 640 с.
2. Прудников А. Н. Структурно-технологические основы разработки прецизионных силуминов с регламентированным содержанием водорода: Автореф. диссертации д-ра техн. наук. / А. Н. Прудников. Новосибирск: НГТУ, 2013. 40 с.
3. Прудников А. Н. Структурная наследственность шихты в силуминах / А. Н. Прудников // Технология металлов. 2014. № 3. С. 16–22.
4. Борисов Г. П. О роли водородной обработки расплава в процессе формирования литых заготовок из алюминиевых сплавов для машиностроения / Г. П. Борисов, Ф. М. Котлярский, В. И. Белик // Тяжелое машиностроение. 2006. № 6. С. 13–16.
5. Prudnikov A. N. Structure formation in ingots of hypereutectic silumin during melt treatment and inoculation / A. N. Prudnikov // Металлургия машиностроения. 2009. № 3. С. 28-31.
6. Прудников А. Н. Линейное расширение легированных и наводороженных силуминов, закристаллизованных под давлением / А. Н. Прудников // Литейное производство. 2009. № 2. С. 2-4.
7. Prudnikov A. N. Production, structure and properties of engine pistons made from transeutectic deformable silumin / A. N. Prudnikov // Steel in Translation. 2009. T. 39. № 5. С. 391-393.
8. Прудников А.Н. Упрочнение земляных отливок из бинарных заэвтектических силуминов / А.Н. Прудников, В.А. Прудников // Актуальные проблемы в машиностроении. 2020. Т. 7. № 1-2. С. 145-150.
9. Афанасьев В.К. Воздействие наводороживания расплава в электромагнитном поле на линейное расширение силуминов / В.К. Афанасьев, А.Н. Прудников // Литейное производство. 2011. № 2. С. 27-28.
10. Афанасьев В.К. Влияние деформации в твердо-жидком состоянии и наводороживания шихты на свойства отливок из алюминиевых сплавов / В.К. Афанасьев, А.Н. Прудников // Литейное производство. 1988. № 9. С. 12.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРОЦЕССА СВАРКИ НА СТРОЕНИЕ АТОМАРНОЙ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛОВ

А.Н. Гостевская*, А.В. Маркидонов

Сибирский Государственный Индустриальный Университет, г. Новокузнецк, Россия

E-mail.: *lokon1296@mail.ru

В работе проведен анализ приведенных методом молекулярной динамики исследований процессов сварки материалов. Показано, что данный метод позволяет подобрать более оптимальные параметры сварки, и требует меньших материальных затрат для получения необходимых данных.

Ключевые слова: сварка, моделирование методом молекулярной динамики, наноструктура, наносоединения, термическое соединение, пайка, коэффициент теплового расширения.

Большое разнообразие реализуемых микромеханизмов взаимодействия в условиях фрикционного контакта и многоуровневый характер процессов трения и износа приводит к необходимости разработки новых инструментов, учитывающих особенности изучаемых явлений [1 – 3]. Это вызывает значительный интерес к разработкам, в том числе к вычислительным методам изучения и анализа широкого круга процессов в поверхностных слоях твердого тела [3 – 5]. Результаты, полученные при моделировании, позволяют лучше понять механизмы контактного взаимодействия, которые позволяют целенаправленно воздействовать на структуру и состав поверхностных слоев фрикционных материалов для их улучшения и совершенствования их характеристик.

Соединение материалов было одним из основных направлений деятельности в производственных и сборочных процессах [6, 7]. На протяжении долгого времени применялись различные методы соединения материалов, такие как различные виды сварки, наносоединения, термическое соединение и пайка в наномасштабе. Такие виды сварки были разработаны для создания наиболее оптимальных методов для применения в промышленных процессах производства.

Исходя из этих потребностей в соединительных материалах, промышленность в различных странах ежегодно затрачивает большие средства на соединение материалов [8]. Следовательно, экспериментальные работы по оптимизации процесса также требуют больших затрат, больше времени и требуют опыта, чтобы получить хорошие результаты, которые могут быть применены в промышленности. Для достижения лучшего результата соединения необходимо подбирать оптимальные параметры процессов сварки, такие как температура, давление, время соединения, поведение при растяжении, профиль твердости соединяемого материала, толщина зоны диффузии и так далее. Более того, такие методы соединения зависят от соединяемых материалов, которые имеют разные свойства и поведение, поэтому на эксперименты требуется много времени для того, чтобы обеспечить наиболее оптимальные процессы соединения материалов.

Для исследования процессов сварки активно используется компьютерное моделирование. Компьютерный эксперимент – способ расчета моделируемых процессов, согласно определенным физическим механизмам. В последние годы моделирование молекулярной динамики использовалось в различных областях исследования материалов [9]. Этот метод указывает на растущее потенциальное применение для анализа поведения материалов в атомном масштабе, которое в настоящее время невозможно воспроизвести с помощью других теоретических методов или экспериментальных работ. Эти исследования доказали, что моделирование методом молекулярной динамики может правильно определить поведение и характеристики процесса соединения на атомарном уровне. Кроме того, для проверки правильности молекулярной динамики моделей, необходима экспериментальная

работа. Согласно данным, полученным экспериментально, большая часть представленных работ однозначно демонстрирует, что диапазон температур и давлений, смоделированный с помощью молекулярно-динамического моделирования, имеет аналогичное значение, а также имеет большое значение для экспериментальных работ. После получения правильной модели, ее можно было бы использовать для исследования большего количества различных параметров и условий, чтобы можно было избежать экспериментальной работы, требующей больших затрат. Поэтому использование моделирования молекулярной динамики для объяснения и исследования поведения и механических свойств процессов соединения является разумным. Более подробно этот вопрос обсуждается в каждом способе соединения с использованием метода моделирования молекулярной динамики. Кроме того, целью авторов работы [9] является показать обзор исследований, связанных с поведением и механическими свойствами различных материалов в процессах соединения и выявить развитие молекулярно-динамического моделирования процессов стыковки.

Разработка подходов для моделирования методом молекулярной динамики процесса соединения велась на протяжении десятилетия, и очевидно, что оно обеспечивает новое понимание различных процессов соединения в наномасштабе. Качество соединения определяется достигнутыми механическими свойствами, которые, как было доказано некоторыми исследователями, можно оценить с помощью молекулярно-динамического моделирования. Следует отметить, что при использовании моделирования методом молекулярной динамики для исследования поведения материалов в процессах соединения возникают некоторые особые проблемы, например, относительно небольшая система и недостаток информации, обеспечивающий наилучший параметр используемых материалов (потенциальная модель). Применение молекулярно-динамического моделирования многообещающее и указывает на необходимость более детального понимания поведения материалов в нанометровом масштабе, чтобы получить желаемое качество свойств и строения соединения, особенно, когда используемый материал имеет наноразмерную структуру, такой как углеродные нанотрубки и нанопроволоки, которые при моделировании методом молекулярной динамики работают в нанометровом масштабе и в фемтосекундном временном масштабе. Кроме того, дорогие исследования, которые предлагает молекулярно-динамическое моделирование по сравнению с экспериментальными работами, привели к тому, что молекулярно-динамическое моделирование стало использоваться как наиболее часто используемый дополнительный метод к экспериментальной работе.

Из приведенного выше анализа литературных данных выявлено, что моделирование молекулярной динамикой было введено, чтобы заполнить пробел между теоретическим предсказанием и экспериментальными результатами. Моделирование молекулярной динамики продемонстрировало свои преимущества для моделирования различных процессов соединения при помощи разных видов сварки с различными материалами в атомарном масштабе. Экспериментальное исследование процесса соединения является дорогостоящим и вряд ли может быть осуществлено из-за чувствительности материала при определенных условиях, таких как высокая температура, высокое давление и быстрое развитие процесса плавления и кристаллизации. Более того, эти условия в экспериментальном исследовании могут привести к рассогласованию решеток, дефектам кристаллов, наличию примесей, рассогласованию коэффициентов теплового расширения и реакциям на границе раздела, которых можно избежать с помощью этого метода. Исследование с помощью моделирования методом молекулярной динамики выявило различные механические свойства сварных материалов. Несмотря на то, что некоторые механические свойства, связанные с микроструктурой и моделью сплавов, по-прежнему отсутствуют в моделировании, потенциальное использование молекулярно-динамического моделирования все еще выглядит многообещающим. Поскольку упомянутые недостатки связаны с относительно небольшой системой и меньшей точностью из-за использования классической теории механики вместо квантовой механики, этот метод должен сосредоточиться на этих недостатках. Кроме того, рост производительности компьютеров привел к использованию крупномасштабного

моделирования, так что основное внимание будет уделяться реализации квантовой механики в его алгоритме.

ЛИТЕРАТУРА

1. Горячева, И. Г. Механика фрикционного взаимодействия : монография / И. Г. Горячева. – Москва : Наука, 2001. – 478 с.
2. Панин, В. Э. Механизм влияния величины зерна на сопротивление деформированию поликристаллов в концепции структурных уровней деформации твердых тел. Часть I. необходимость учета мезоскопических структурных уровней деформации при анализе уравнения Холла-Петча / В. Э. Панин, Т. Ф. Елсукова, Ю. В. Гриняев // Москва : Физическая мезомеханика. – 2003. – Т. 6, №3. – С. 63.
3. Persson, B. N. J. Elastic Contact Between Randomly Rough Surfaces: Comparison of Theory with Numerical Results / B. N. J. Persson, F. Bucher, B. Chiaia // *Physical Review B*. – 2002. – V. 64, №18. – Pp.184106/1 – 184106/7.
4. Iordanoff, I. First steps for a rheological model for the solid third body. / I. Iordanoff, Y. Berthier // *Tribology Series*. – 1999. – V. 36. – P. 551 – 559.
5. Кривцов, А. М. Применение метода динамики частиц для описания высокоскоростного разрушения твердых тел / А. М. Кривцов, И. Б. Волковец, П. В. Ткачев, В. А. Цаплин // Труды всероссийской конференции «Математика, Механика и Информатика 2002», посвященной 10-летию РФФИ. – 2002. – Т.3, №2. – С. 254 – 276.
6. Mohammed, M. N. Trend and Development of Semisolid Metal Joining Processing. // M. N. Mohammed, M. Z. Omar, Z. Sajuri, M. S. Salleh, K. S. Alhawari. // *Materials Science and Engineering* – 2015. – Vol. 26 – P. 31 – 34
7. Mohammed, M. N. Microstructure and Mechanical Properties of Thixowelded AlSi D2 / M. N. Mohammed, M. Z. Omar, S. Al-Zubaidi, K. S. Alhawari, M. A. Abdelgnei // *Tool Steel. Metals*. – 2018. – №8. – P. 316. – <https://doi.org/10.3390/met8050316>.
8. Chen, S. D. Molecular dynamics modeling of diffusion bonding / S. D. Chen, A. K. Soh, F. J. Ke. // *Scripta Materialia*. – 2005. – Vol.52, №11. – Pp. 1135 – 1140. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2005.02.004>.
9. Шилов, М.А. Компьютерное моделирование молекулярных систем методом молекулярной динамики / М.А. Шилов, В.В. Веселов. – Иваново : ИГТА, 2010. – 168 с.

ВЛИЯНИЕ ИМПУЛЬСНОГО ТОКА НА ПРОЧНОСТЬ ПРИ ИЗГИБЕ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ VT6 И GRADE 4

О.Е. Корольков^{1*}, В.В. Столяров,² А.Д. Шляпин¹

¹Московский политехнический университет, Москва, Россия

²Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия

*E-mail: 41zh1k@mail.ru

Изучено влияние электропластического эффекта (ЭПЭ) на процесс формообразования изгибом образцов титановых сплавов VT6 и Grade 4. Показано, что ЭПЭ позволяет повысить деформируемость изгибом указанных сплавов, снизить напряжения изгиба и увеличить деформацию до разрушения при относительно невысоких температурах.

Ключевые слова: изгиб, импульсный ток, электропластический эффект, титан.

Введение. Электропластический эффект (ЭПЭ) – явление, характеризующееся снижением сопротивления металла деформированию и повышением его пластичности под влиянием электрического тока [1]. ЭПЭ влияет на формирование микроструктуры, в частности способствует измельчению [2] и наоборот, сам зависит от размера зерен [3]. Большая часть исследователей полагают, что происходит комбинированное действие ЭПЭ и теплового эффекта. Исследования по оценке вклада ЭПЭ в титановых сплавах проводились при испытаниях на сдвиг, растяжение, изгиб при достаточно высоких температурах (до 1250°C), что влияет на корректность вывода о соотношении обоих эффектов.

Обработка титановых сплавов давлением при комнатной температуре затруднена из-за низкой деформируемостью, а применение температур деформации выше ~300°C ведет к образованию оксидной пленки, альфированного слоя и росту зерна [4]. В этой связи применение импульсного тока может рассматриваться как способ повышения деформируемости без существенного нагрева заготовок. Цель настоящей работы – исследование влияния плотности импульсного тока на деформационное поведение при изгибе образцов титановых сплавов.

Материал и методы исследования. Материалами исследования выбраны технически чистый титан Grade 4 (ASTM F 67-00) и титановый сплав VT6 (ГОСТ 22178-76) в рекристаллизованном (отожжённом) состоянии в форме плоских образцов размерами 2x8.5x70 мм³.

Для испытаний на трехточечный изгиб использована оснастка, показанная на рисунок 1б. Скорость перемещения пуансона составляла 0,5 мм/мин.

Многоимпульсный электрический ток от генератора, пропускали в двух направлениях: 1 – вдоль образца; 2 – перпендикулярно к образцу (рисунок 1б). Амплитудная плотность тока j_a выбрана опытным путем исходя из двух критериев – критической плотности возникновения ЭПЭ ~10-1000 А/мм² [5] и минимизации температуры нагрева (<300°C), способствующей образованию оксидной пленки.

Микроструктуру сплавов исследовали на оптическом микроскопе Leica DM2500

Микротвердость исследовали на приборе Emco Test DuraScan-70 при нагрузке 10 Н в течение 10 сек в зонах, указанных на рисунок 1а.

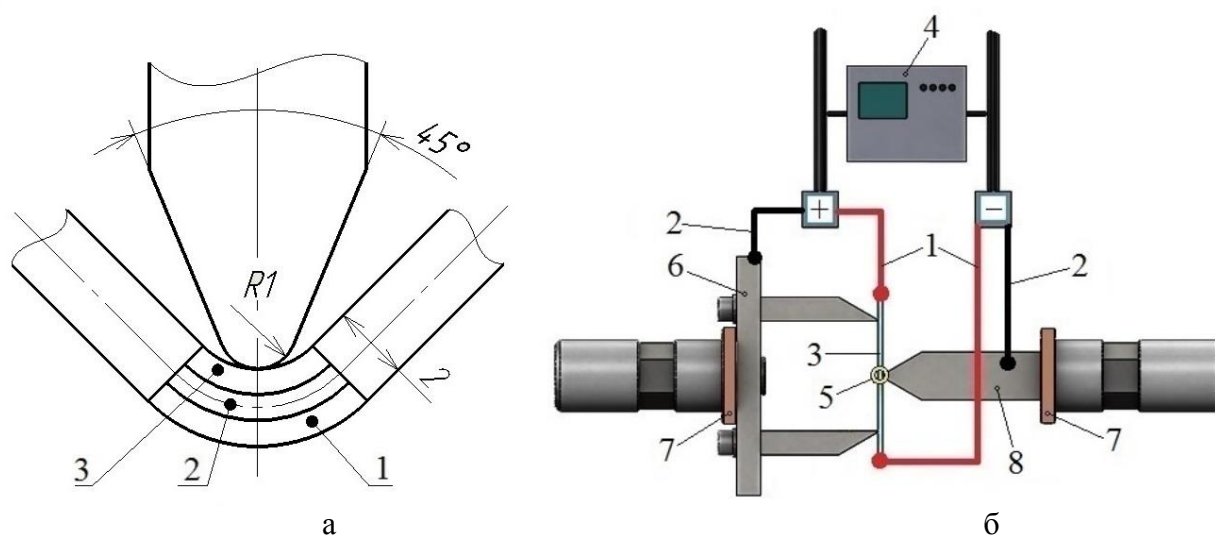


Рисунок 1 – Зоны исследования микротвердости (а). Оснастка для испытаний на изгиб (б); 1 – вдоль образца; 2 – перпендикулярно образцу; 3 – образец; 4 – осциллограф; 5 – термопара; 6 – раздвижные опоры; 7 – изолятор; 8 – пуансон

Результаты. В таблице даны значения микротвердости и механические характеристики изгиба, для различных условий и режимов тока. В обоих материалах повышение плотности тока приводит к слабому увеличению микротвердости по сравнению с исходным состоянием.

Таблица – Режимы тока и механические свойства образцов

Сплав	№	Направление и амплитудная плотность тока j_a , А/мм ²		Температура, °С	Напряжения изгиба, МПа	Микротвердость в зонах, МПа			Примечание
						1	2	3	
Grade 4	исх	-	-	-	-	2130	2190	2110	-
	1	без тока	-	25	1023	2230	2250	2190	нет трещин
	2	вдоль	12	40	779	2140	2160	2270	нет трещин
	3	вдоль	18	100	586	2350	2280	2380	нет трещин
	4	вдоль	24	180	347	2360	2220	2290	нет трещин
	5	поперек	18	100	477	2050	2130	2250	нет трещин
BT6	исх	-	-	-	-	3840	3990	3740	-
	1	без тока	-	25	1595	3900	3840	4110	разрушение
	2	вдоль	12	40	1400	3910	4020	3930	разрушение
	3	вдоль	18	150	1320	3870	3690	3740	нет трещин
	4	вдоль	24	250	1140	4080	3990	4080	нет трещин
	5	поперек	18	220	1070	3730	3760	3690	нет трещин

В титане Grade 4 все образцы, выдержали изгиб без появления трещин и разрушения. Двукратное повышение плотности многоимпульсного тока, направленного вдоль образца, привело к трехкратному уменьшению напряжений и сдвигу их максимума в сторону больших перемещений.

В сплаве ВТ6 изгиб образцов без тока или с минимальной плотностью тока привел к образованию трещин и разрушению при деформации 9% и внутреннем угле 110°. Повышение плотности многоимпульсного тока до 24 А/мм² привело к увеличению деформации до 14%, внутреннего угла изгиба до 90°, снижению максимального напряжения на 30% и сдвигу максимума напряжений в сторону больших перемещений.

Изменение направления тока с продольного к поперечному при одинаковой плотности тока 18 А/мм² способствовало дополнительному снижению напряжений изгиба.

Температура образцов в месте контакта с пуансоном повышалась с увеличением плотности тока, но не превышала 250°С. Увеличение плотности тока способствует снижению коэффициента деформационного упрочнения и появлению физического предела текучести.

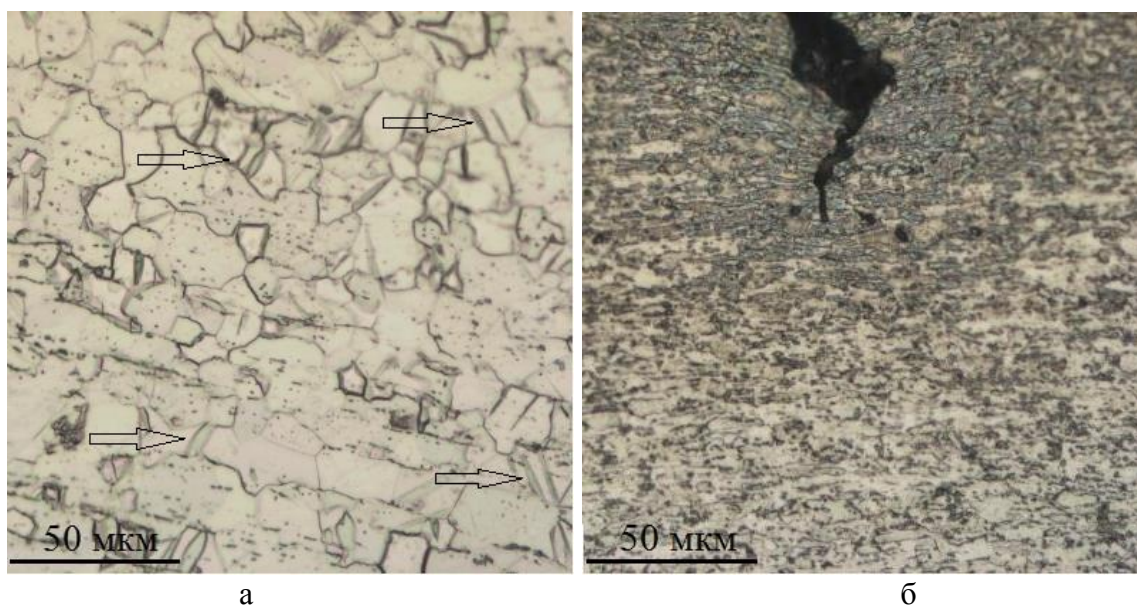


Рисунок 2. – Микроструктура Grade 4 (а, зона сжатия, $j=18\text{А/мм}^2$) и ВТ6 (б, зона растяжения $j=12\text{ А/мм}^2$) после изгиба

Изгиб без тока практически не влияет на морфологические особенности структуры. Однако пропускание многоимпульсного тока при изгибе приводит к появлению двойников в зоне сжатия, особенно многочисленных при направлении тока, совпадающем с направлением нагружения (рисунок 2б).

Заключение. Повышение амплитудной плотности тока в процессе трехточечного изгиба ведет к снижению максимального механического напряжения изгиба в обоих сплавах, особенно в чистом титане. Данные свидетельствуют о действии электропластического эффекта, относительный вклад которого равен или даже больше теплового эффекта тока. Смена направления импульсного тока от продольного к поперечному дополнительно снижает напряжение изгиба. Повышение амплитудной плотности тока сопровождается двойникованием, появлением физического предела текучести и позволяет избежать образования трещин в сплаве ВТ6.

ЛИТЕРАТУРА

1. О.А. Троицкий, В.И. Лихтман // Об анизотропии действия электронного и γ -облучения на процесс деформации монокристаллов цинка в хрупком состоянии. 1963. Докл. АН СССР, т.148. С. 332-334.
2. Потапова А.А., Столяров В.В., Структурные изменения при электропластической прокатке и отжиге в прутке сплава TiNi, Черная металлургия. Известия Вузов, 10, 2010, 68-71.

3. V.V. Stolyarov, Electroplastic effect in nanostructured titanium alloys Rev. Adv. Mater. Sci. 31 (2012) 163-166
4. Титановые сплавы. Metallovedenie titana i ego spлавov / С.П. Белов, М.Я. Брун, С.Г. Глазунов и др. Под ред. Б.А. Колачева, С.Г. Глазунова - М.: Металлургия, 1992. - 352с
5. Conrad H., Electroplasticity in metals and ceramics // Materials Science and Engineering A287 (2000) 276–287

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ В ЧЕТЫРЕХКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВАХ TiNi(Co, Fe), ОБЛАДАЮЩИХ ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

К.Ю. Дубовиков¹, А.А. Клопотов^{1,2}, О. А. Кунц²,
Е.С. Марченко¹, Г.А. Байгонакова¹

¹Национальный исследовательский Томский государственный университет, 634050, г.Томск, Россия

²Томский государственный архитектурно-строительный университет, г.Томск, Россия

E-mail: kunts.98@mail.ru, kirill_dubovikov@mail.ru

Приведены результаты исследования влияния легирования кобальтом и железом на температурные области мартенситных превращений в сплавах на основе никелида титана, обладающих эффектами памяти формы. Анализ приведенных данных проводится с учетом строения трехкомпонентных диаграмм состояния Ti-Ni-Co, Ti-Ni-Fe и четырехкомпонентной Ti-Ni-Co-Fe.

Ключевые слова: Легирование сплавов; Кобальт; Железа; Изотермическая система; Эффект памяти формы; Мартенситные превращения; Никелид титана.

1. Введение

В сплавах с памятью формы обнаружен целый ряд уникальных свойств и явлений [1], обусловленных с происходящими в этих материалах термоупругими фазовыми и структурными превращениями. Эти термоупругие фазовые превращения сопровождаются эффектами памяти формы (ЭПФ). Благодаря этим уникальным свойствам сплавы на основе никелида титана широко используются при создании различных конструкций в технике и имплантатов в медицине [1]. Проявление ЭПФ обусловлено протекающими термоупругими мартенситными превращениями (МП) как при изменении температуры, так и при одновременном воздействии внешних механических напряжений с изменением температуры [1-3]. Широко используемый метод создания сплавов на основе никелида титана с заданными функциональными и технологическими свойствами основан на многокомпонентном легировании сплава на основе NiTi с использованием предварительных термомеханических обработок.

Влиянию легирования кобальтом и железом на мартенситные превращения в сплавах на основе TiNi посвящено много работ [1 – 7]. Однако работ, посвященных исследованию влияния одновременного легирования кобальта и железа на структурно-фазовые состояния в сплавах на основе TiNi не много [6].

При изыскании новых многокомпонентных сплавов с ЭПФ важно знать химический и структурно-фазовый и состав. В последнее время большое внимание в металлофизике уделено четырехкомпонентным и более сложным химическим соединениям, обладающих переменной ограниченной растворимостью сплавах на основе никелида титана.

Поэтому анализ бинарных и тройных диаграмм состояний необходим в разработке многокомпонентных сплавов с эффектами памяти формы на основе никелида титана.

Априори неясно, в каких случаях вклад двух легирующих элементов будет аддитивным в четырехкомпонентных сплавах на основе TiNi на термоупругие мартенситные превращения, а в каких может проявиться значительное отклонение от закона аддитивности в изменении температурных областей МП. Как следствие как изменится проявление ЭПФ четырехкомпонентном сплаве TiNi(Co, Fe).

Цель данной работы – изучить влияние легирования кобальтом и железом на последовательность МП и на температурные области МП в сплавах на основе никелида с

учетом особенностей строения трехкомпонентных диаграмм состояния Co–Ni–Ti, Ni–Fe–Ti, Co–Ni–Fe и Co–Fe–Ti.

2. Диаграммы состояний систем Co–Ni–Ti, Ni–Fe–Ti, Co–Ni–Fe Co–Fe–Ti и Co–Fe–Ni–Ti

На рисунке 1 приведены известные в литературе данные по тройным диаграммам состояний в исследуемых системах [8 – 11]. Изотермические сечения тройных систем Co–Ni–Ti, Ni–Fe–Ti, Co–Ni–Fe и Co–Fe–Ti отчетливо отражают особенности бинарных систем, на основе которых они построены [12]. Так, например в двух бинарных системах Ti–Ni и Ti–Co установлены разрывы растворимости в области непрерывного ряда твердых растворов. На диаграмме состояния системы Ni–Co компоненты непосредственно после затвердевания образуют один непрерывный твердый раствор во всей диаграмме [12]. Тогда как в двух системах Ti–Ni и Ti–Co существуют промежуточные интерметаллические соединения. В области эквиатомного состава соединения TiCo и TiNi являются изоморфотропными.

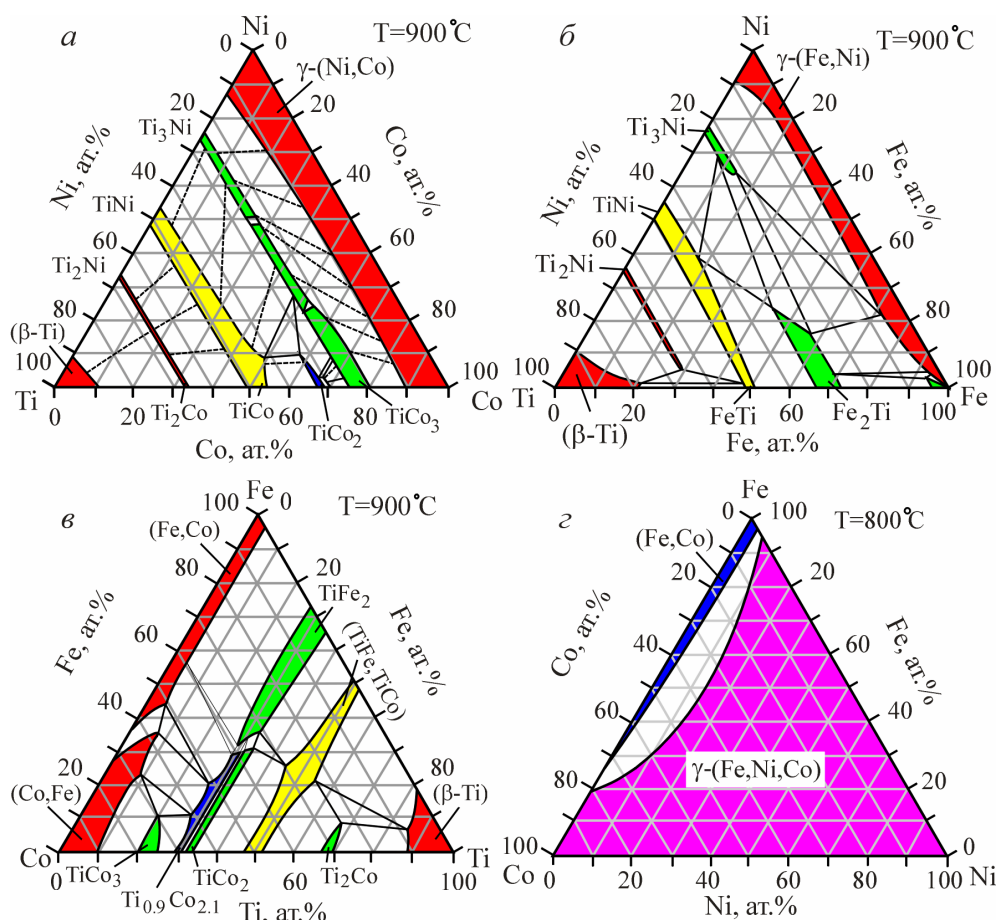


Рисунок 1. – Изотермические сечения диаграмм состояний тройных систем Co–Ni–Ti (а), Ni–Fe–Ti (б), Co–Fe–Ti (в) и Co–Fe–Ni (г) при температурах 800 °C и 900 °C [8-11]

Кристаллическая структура соединения TiCo отвечает кубической решетке с упорядоченной структурой B2. Соединение TiCo является интерметаллидом и кристаллизуется в упорядоченное состояние сразу из жидкой фазы при температуре 1500 °C в области эквиатомного состава [12]. Интерметаллическое соединение со структурой B2 в системе Ti–Ni в области эквиатомного состава TiNi кристаллизуется из расплава при 1310 °C областью гомогенности порядка 4 ат. % [12]. Соединение TiNi₃ плавится конгруэнтно при 1380 °C.

На рисунок 1, а представлен изотермический разрез системы Ti-Ni-Co при 900°С. Пунктиром показаны каноды в двухфазных областях. В этой системе изоморфные промежуточные фазы Ti_2Ni и Ti_2Co , $TiNi$ и $TiCo$ образуют между собой непрерывные ряды твердых растворов $Ti_2(Ni, Co)$ и $Ti(Ni, Co)$. В области составов политермического разреза $TiNi$ - $TiCo$, который соответствуют квазидвойным системам, существует непрерывный ряд твердых растворов на основе упорядоченной ОЦК решетки со структурой B2.

На рисунке 1, б представлен изотермический разрез системы Ti-Ni-Fe при 900°С. Изоморфные промежуточные фазы $TiNi$ и $TiFe$ образуют между собой непрерывные ряды твердых растворов $Ti(Ni, Fe)$ и $Ti(Ni, Fe)$. В этой системе, также как и в выше приведенной системе Ti-Ni-Co, в области квазидвойного сечения $TiNi$ - $TiFe$ системы имеет место непрерывный ряд твердых растворов на основе упорядоченной структуры B2.

В изотермическом треугольнике системы Co-Fe-Ti при температуре 900 °С изоморфные промежуточные фазы $TiNi$ и $TiFe$ образуют между собой непрерывные ряды твердых растворов (рисунок 1, в). Тогда, как между фазами $Ti(Co, Fe)_2$ и $Ti(Fe, Co)_2$ наблюдается узкая область разрыва. В этой системе в области квазидвойного сечения $TiCo$ - $TiFe$ системы имеет место непрерывный ряд трехкомпонентных твердых растворов ($TiFe$, $TiCo$) на основе упорядоченной ОЦК решетки со структурой B2.

Из всех трех приведенных систем, только в системе Co-Fe-Ni не образуются промежуточные трехфазные системы (рисунок 1, з). В этой системе имеет место обширная область гомогенности твердого раствора на основе ГЦК решетки.

Проведенный анализа строения тройных систем Co-Ni-Ti, Ni-Fe-Ti, Co-Ni-Fe и Co-Fe-Ti с использованием правила фаз к четверным системам позволило пострить политермический тетраэдр четверной системы Co-Fe-Ni-Ti (рисунок 2). На приведенном политермическом тетраэдре четверной системы видно образование на основе трехкомпонентных твердых растворов ($TiFe$, $TiCo$), ($TiNi$, $TiCo$) и ($TiFe$, $TiNi$) существование обширной области гомогенности четырехкомпонентной фазы (Co, Fe, Ni, Ti) на основе упорядоченной ОЦК решеткой со структурой B2.

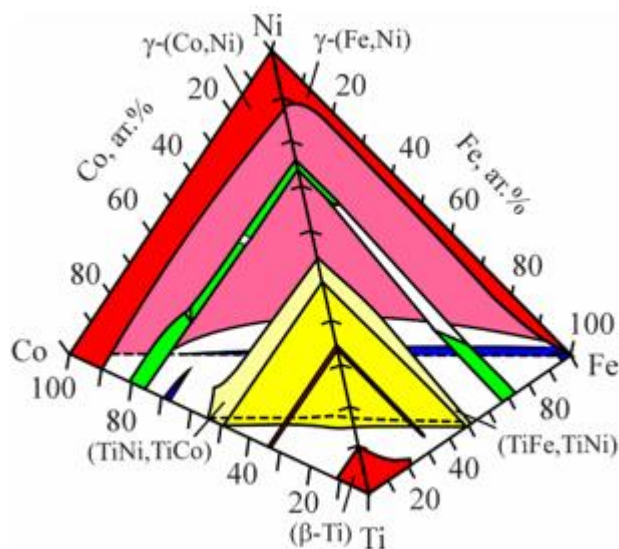


Рисунок 2. – Политермический тетраэдр четверной системы Co-Fe-Ni-Ti, построенный на основе изотерических сечений тройных систем на рисунок 1

3. Диаграммы мартенситных превращений в системах Co-Ni-Ti и Ni-Fe-Ti

На основе анализа концентрационных зависимостей диаграмм МП в тройных системах $TiNi(Co)$ и $TiNi(Fe)$ приведенных в работах [8 – 11] была построена диаграмма (рисунок 3). На диаграмме выделены области существования высокотемпературной аустенитной фазы B2 и мартенситных фаз R и B19'. Как следует из строения политермического тетраэдра четверной

системы Co–Fe–Ni–Ti можно сделать предположение, что температура T_R начала МП $B2 \rightarrow R$ и температура M_H начала МП $R \rightarrow B19'$ могут находиться на поверхностях ABB и $A'B'B'$ соответственно, диаграммы мартенситных превращений на рисунок 3.

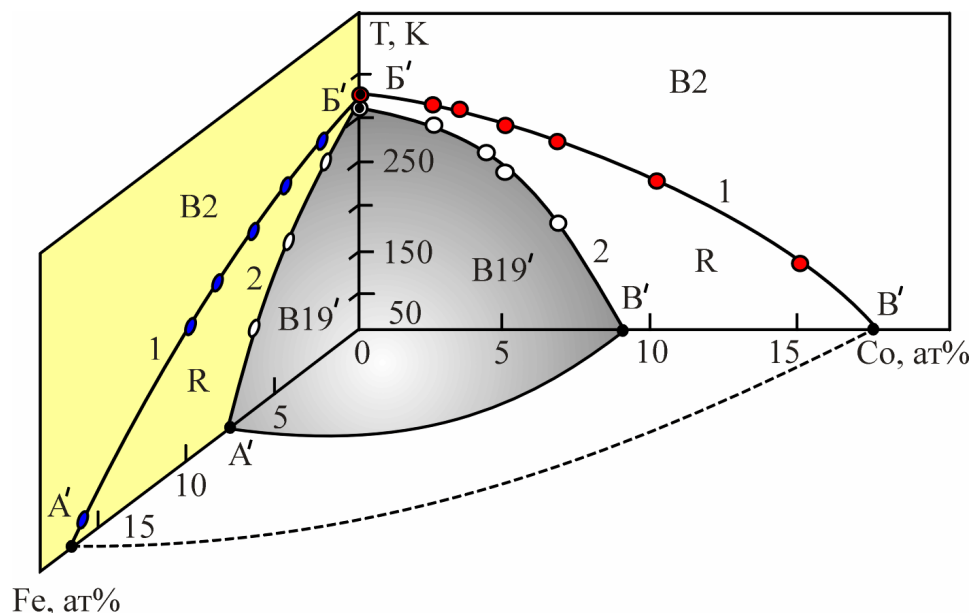


Рисунок 3. – Диаграммы мартенситных превращений в сплавах TiNi(Co) и TiNi(Fe) от концентрации атом легирующих компонент. 1 – температура T_R начала МП $B2 \rightarrow R$; 2 – температура M_H начала МП $R \rightarrow B19'$

Заключение

Применение правила фаз позволило построить политермический тетраэдр четверной системы Co–Fe–Ni–Ti на основе известных в литературе данных по тройным диаграммам состояний систем Co–Ni–Ti, Ni–Fe–Ti, Co–Ni–Fe и Co–Fe–Ti. Установлено существование обширной области гомогенности четырехкомпонентной фазы (Co, Fe, Ni, Ti) с упорядоченной ОЦК решеткой со структурой B2 на основе трехкомпонентных твердых растворов (TiFe, TiCo), (TiNi, TiCo) и (TiFe, TiNi).

На основе анализа концентрационных зависимостей диаграмм МП в тройных системах TiNi(Co) и TiNi(Fe) получены трехмерные поверхности зависимостей температуры T_R начала МП $B2 \rightarrow R$ и температуры M_H начала МП $R \rightarrow B19'$ в соединении на основе никелида титана от концентрации легирующих элементов Co и Fe TiNi(Co,Fe).

Работа выполнена при поддержке государственного задания Министерств науки и высшего образования РФ (номер проекта FEMN-2020-0004).

ЛИТЕРАТУРА

1. Никелид титана. Медицинский материал нового поколения: / В.Э. Гюнтер [и др.]. М: Томск: МИЦ. 2006. 296 с.
2. Медицинские материалы и имплантаты с памятью формы: / В.Э. Гюнтер [и др.]. М: Томск: ТГУ, 1998. 486 с.
3. Слабоустойчивые предпереходные структуры в никелиде титана: / А.И. Потеев [и др.]. Томск: НТЛ. 2004. 296 с.

4. Влияние легирования кобальтом на параметры эффекта памяти формы и на физико-механические свойства в сплавах на основе никелида титана. Материалы и имплантаты с памятью формы в медицине./ А.А. Клопотов [и др.]. М: Томск: НПП МИЦ. 2014. С.66-69.
5. Влияние легирования кобальтом на характеристические температуры и параметры эффекта памяти формы в сплаве ТН-10. Материалы с памятью формы и новые технологии в медицине: / А.Н. Матюнин [и др.]. М: МИЦ: Томск. 2010. 319-321.
6. Сплавы никелида титана с памятью формы: / В.Г. Пушин [и др.]. М: Часть 1. – Екатеринбург УРО РАН. 2006. 438 с.
7. Пушин В.Т. Никелид титана. Структура и свойства: / В.Т. Пушин, В.Н Хачин, В.В. Кондратьев. М: Наука, 1992. 160 с.
8. Kaufman L., Calculation of Superalloy Phase Diagrams: Part I. Metallurgical Transactions:/ L.Kaufman, H. Nesor.М: 1974. V.5. P. 1617-1621.
9. Агеева Н.В. Диаграммы состояния металлических систем, опубликованных в 1981. / Вып. 27. Под ред. Н.В. Агеева. М.: ВИНТИ. 1983. – 300 с.
10. Cacciamani G. and et. al. Critical evaluation of the Fe-Ni, Fe-Ti and Fe-Ni-Ti alloy systems. Intermetallics: / G .Cacciamani, J. De Keyzer .М: 2006. V.16. P. 1312-1325
11. Zhao J. Determination of Phase Equilibria in the Ti-Fe-Co System at 900 °C. Zeitschrift für Metallkunde : / J.Zhao , Z. Jin. М: 1990. V.81. P. 247-250.
12. Лякишева Н.П. Диаграммы состояния двойных металлических систем: / Под ред. Н. П. Лякишева М.: Машиностроение. – 1996-2000. Т. 1-3.

КИНЕТИКА ПОЛОС ЛЮДЕРСА В КОМПОЗИТЕ НА ОСНОВЕ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

М. В. Надежкин

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

E-mail: mvn@ispms.ru

Произведены исследования макроскопической локализации деформации на площадке текучести в композиционном материале. Биметалл на основе низкоуглеродистых сталей был получен путем электронно-лучевой наплавки. Методом цифровой статистической спекл-фотографии установлена кинетика фронта Людерса пластической деформации в зависимости от слоя биметалла.

Ключевые слова: локализация деформации, полоса Людерса, биметалл, электронно-лучевая наплавка, цифровая спекл-фотография.

Введение.

Использование композитов значительно расширяет границы применимости классических материалов за счет комбинации их механических свойств и функциональных возможностей. На данный момент получено обширное количество материалов на основе полимеров, керамик и конечно металлов. Так, например, биметалл содержащий в составе низкоуглеродистую сталь Ст.3 и нержавеющей сталь 12Х18Н10Т значительно удешевляет производство за счет экономии на химически стойкой и более дорогой нержавеющей стали, при сохранении механической прочности листа за счет низкоуглеродистой стали[1].

Известно, что процесс пластического течения макроскопически локализуется практически с самого предела текучести, вплоть до момента формирования шейки разрушения [2,3]. Положение зон локальных деформаций ответственно за формирование места будущего разрушения, а наблюдение за кинетикой зон пластичности может позволить заранее спрогнозировать это место и время разрушения [4].

Методами изготовления металлических композитов получившим наибольшее распространение принято считать методы прокатки, прессования, спекания, осаждения/напыления, различные виды сварки, спекания и пр. [5,6]. Совмещение разнородных материалов приводит к изменению механических и прочностных характеристик изделий, что, безусловно, сказывается на механизмах реализации нагружающих усилий при эксплуатации и деформационном поведении в целом. Электронно-лучевая наплавка является перспективным аддитивным методом изготовления композиционных соединений [7,8]. Поэтому очень важно оценить влияние электронно-лучевой наплавки на процессы зарождения и развития макроскопических локальных зон пластичности в процессе нагружения композиционных материалов.

Материалы и методы.

Для проведения исследований кинетики локализации пластической деформации методом электронно-лучевой наплавки был изготовлен композит состоящий из двух низкоуглеродистых сталей Ст.3 толщиной 5,5 мм в качестве подложки и сплава 09Г2С толщиной 3 мм. Нанесение осуществлялось путем расплава в пучке проволоки с параметрами наплавки: напряжение ускорителя $U_{\text{уск}}=27$ кВ, ток ускорителя $I=60$ мА, скорость подачи проволоки $F=3,8 \times 10^{-3}$ м/с. Коэффициент подачи 1,3. Количество слоев 2. Химический состав исходных материалов приведен в таблице 1.

Механические испытания на одноосное растяжение со скоростью 0,2 мм/мин проводили на универсальной испытательной машине Walter+Bai LFM-125 при комнатной температуре. Образцы вырезались в форме двусторонней лопатки с размерами рабочей части 40x8,5x2 мм.

Таблица 1 – Химический состав исходных материалов в %.

	C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Fe
Ст.3	0.14-0.22	0.12-0.3	0.4-0.65	до 0.3	до 0.05	до 0.04	до 0.3	~98
09Г2С	до 0,12	0,5 - 0,8	1,3 - 1,7	до 0,3	до 0,04	до 0,035	до 0,3	~97

Регистрация фронтов локализованной пластической деформации осуществлялась с помощью метода цифровой статистической спекл-фотографии [9]. Фиксация кинетики распределений спекл-структуры формирующейся при освещении шероховатой поверхности образца когерентным светом производилась с частотой съемки 5 Гц и экспозицией 5 секунд.

Результаты.

Итоговые прочностные характеристики полученного композита занимают промежуточные значения между исходными материалами, это отчетливо видно по деформационным зависимостям, представленным на рисунке 1. Следует, однако, отметить, что наблюдается некоторое снижение общей пластичности.

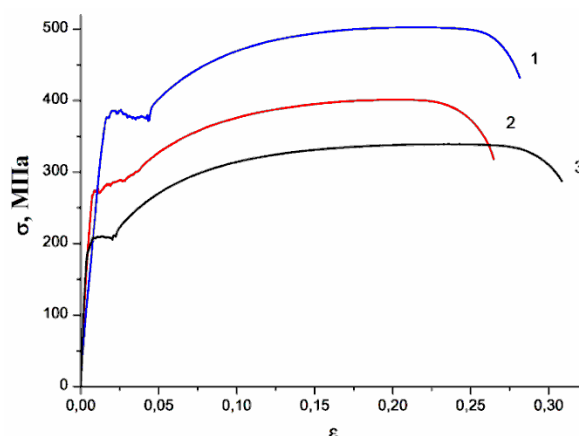


Рисунок 1 – Деформационные кривые 1 – 09Г2С, 2 – биметалл Ст.3+09Г2С, 3 – Ст.3.

Механические характеристики композита и исходных материалов приведены в Таблице 2. Следует отметить, что несмотря на непродолжительную площадку текучести в материале подложки (~ 1,5 %), длительность данной стадии в композите (~3,3 %) несколько превышает значение исходного 09Г2С (~ 2,7%).

Таблица 2 – Механические характеристики материалов

	σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ , %
Ст.3	209	339	31
Ст.3 + 09Г2С	267	401	26,4
09Г2С	376	502	28

Одним из проявлений макроскопической локализации пластической деформации является полоса Людерса, которая формируется на площадке текучести и является локальной областью упруго-пластического перехода материала. Незначительное упрочнение около 30 МПа на площадке текучести в биметалле косвенно говорит о “неклассическом” немонотонном движении полосы Людерса. Формирование полосы происходит не мгновенно, а происходит за счет появления ограниченной области у одной из боковых граней по ширине образца и, затем, быстрого прорастания фронта локализации сквозь всю рабочую ширину [10, 11]. В случае электронно-лучевой наплавки образовавшаяся зона локализации пластической деформации

может иметь неодинаковую скорость деформации в различных слоях образца. А именно пластическое течение в подложке более локализовано (рисунок 2 а). Выражается это узким и высокоамплитудным пиком на распределении локального удлинения ε_{xx} от координаты X по длине образца (рисунок 2, б). Цифрами 1 – 3 обозначены распределения в наплавленном, переходном слоях и подложке соответственно.

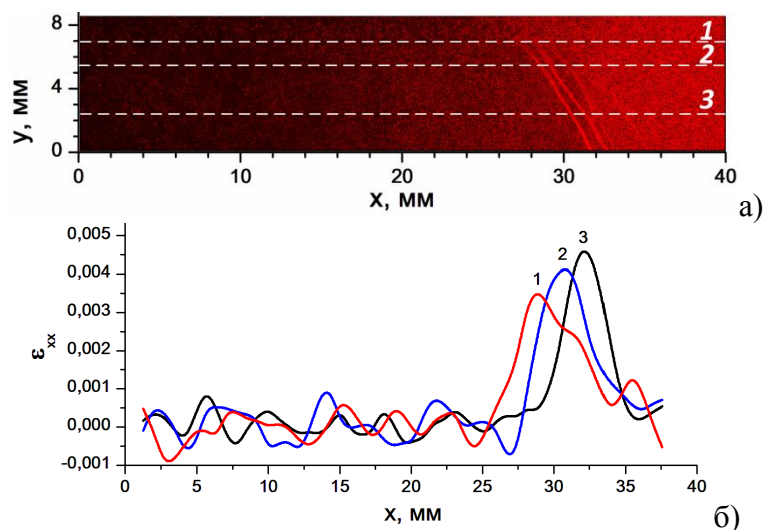


Рисунок 2 – Распределение локальных деформаций а) на поверхности образца биметалла при 1 % деформации; б) ε_{xx} по длине образца в различных областях, где 1 – 09Г2С, 2 – переходная область, 3 – Ст.3.

При общей деформации $\varepsilon_{tot} = 1,2$ % в переходной области происходит зарождение второго очага локализованной деформации в месте с координатой $X=16$ мм (рисунок 3).

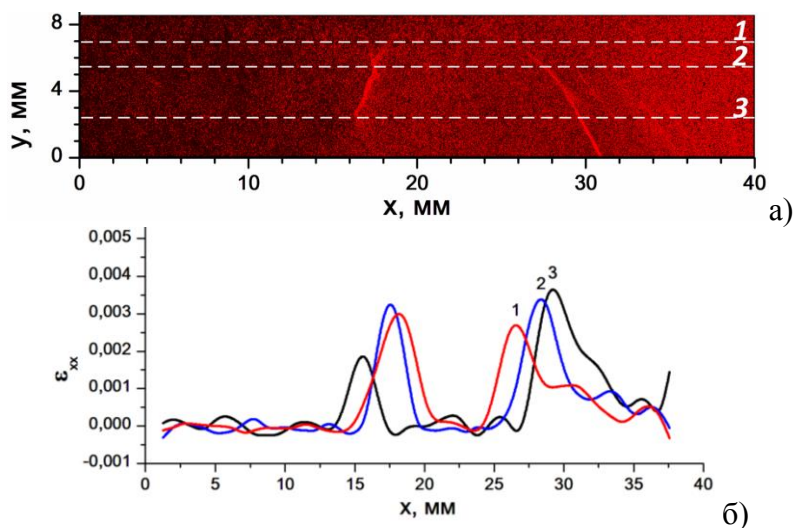


Рисунок 3 – Распределение локальных деформаций а) на поверхности образца биметалла при 1,2 % деформации; б) ε_{xx} по длине образца, где 1 – 09Г2С, 2 – переходная область, 3 – Ст.3.

Развитие пластической деформации площадки текучести сопровождается движением фронтов Людерса от места зарождения очага локализации. При этом традиционно фронты движутся в противоположные стороны друг от друга с постоянными во времени скоростями. В случае биметалла скорости движения фронтов второго очага составляют $5,3 \times 10^{-5}$ м/с и $2,9 \times 10^{-5}$ м/с для левого и правого фронтов соответственно. Следует отметить, что начиная с

$\varepsilon_{tot}=1,5$ % правый фронт, движущийся со скоростью $2,9 \times 10^{-5}$ м/с в сторону подвижного захвата, не имеет выраженной границы локализации в слое наплава, а примерно с $\varepsilon_{tot}=1,75$ % фиксируется только в слое подложки. Тем самым можно сделать вывод, что наплавка подавляет локализацию на макроскопическом уровне.

Выводы.

Таким образом, из полученных результатов можно сделать следующие выводы:

– биметалл на основе сталей Ст.3 + 09Г2С, полученный электронно-лучевой наплавкой обладает отличными макроскопическими механическими свойствами, по сравнению с исходными материалами. А именно протяженности стадии площадки текучести, а также характера и величины упрочнения на всем протяжении деформирования.

– электронно-лучевая наплавка подавляет макроскопическую локализацию пластической деформации. Вывод основывается на факте уменьшения амплитуды и уширению пика локальных деформаций полосы Людерса в наплавленном слое биметалла. А также существованию участков на площадке текучести, на которых факт макроскопической локализации в наплавленном слое не фиксируется.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН.

ЛИТЕРАТУРА

1. Баранникова С. А. Исследование неоднородности пластической деформации и разрушения при растяжении коррозионностойкого биметалла / С. А. Баранникова, Ю. В. Ли, Л. Б. Зуев // Вестник Томского Государственного Университета. Математика и Механика. 2018. № 52. С. 25–34 (статья, до трех авторов)
2. Зуев Л.Б. От макро к микро. Масштабы пластической деформации./ Л. Б. Зуев, С. А. Баранникова, А. Г. Лунев Новосибирск: Наука, 2018. 130 с. (книга, до трех авторов)
3. Баранникова С.А. Изучение локализованного пластического течения в горячекатаной стали 08пс /С. А. Баранникова, [и др.] // Деформация И Разрушение Материалов. 2014. № 4.С. 34-39. (статья, более трех авторов)
4. Данилов В. И. О локализации пластической деформации на стадии предразрушения и возможности прогнозирования места и времени вязкого разрыва / В. И. Данилов, [и др.] // Журнал Технической Физики. 2011. Vol. 81, № 2. С 51-57. (статья, более трех авторов)
5. Li L. Progress in cold roll bonding of metals /L. Li, K. Nagai, F. Yin // Science and Technology of Advanced Materials. 2008. Vol. 9, № 2. P. 023001(11). (статья, до трех авторов)
6. Lee J.-Y. Fundamentals and applications of 3D printing for novel materials / J.-Y. Lee, J. An, C. K. Chua // Applied Materials Today. 2017. Vol. 7. P. 120–133. (статья, до трех авторов)
7. Белюк С.И. Электронно-лучевая наплавка в черной металлургии / С. И. Белюк [и др.] // Физическая Мезомеханика. 2006. Vol. 9, № S1. С157-160. (статья, более трех авторов)
8. Li N. Progress in additive manufacturing on new materials: A review/ N. Lia [et al.] // Journal of Materials Science and Technology. 2019. Vol. 35, № 2. P. 242–269. (статья, более трех авторов)
9. Zuev L.B. Elaboration of speckle photography techniques for plastic flow analyses/ L. B. Zuev, V. V. Gorbatenko, K. V. Pavlichev// Measurement Science and Technology. 2010. Vol. 21, № 5. P. 054014. (статья, до трех авторов)
10. Shibkov A.A. Dynamics of deformation band formation investigated by high-speed techniques during creep in an AlMg alloy /A. A. Shibkov [et al.] // Materials Science and Engineering: A. 2020. Vol. 772. P. 138777.(статья, более трех авторов)
11. Горбатенко В.В. Неустойчивость пластического течения: полосы Чернова–Людерса и эффект Портевена–Ле Шателье / В. В. Горбатенко, В. И. Данилов, Л. Б. Зуев // ЖТФ. 2017. Vol. 87, № 3. P. 372–377. (статья, до трех авторов).

ЭФФЕКТЫ ИМПУЛЬСНОГО ТОКА ПРИ РАСТЯЖЕНИИ В МОНО- И ПОЛИКРИСТАЛЛЕ АЛЮМИНИЯ

М.А. Пахомов*, В.В. Столяров

ФГБУН «Институт машиноведения им. А.А. Благонравова», г. Москва, Россия

*E-mail: pakhomovmish@gmail.com

В статье исследуется деформация моно- и поликристалла алюминия при растяжении без тока и с одновременным действием разных режимов тока. Показано, что электропластический эффект (ЭПЭ) в монокристалле одновременно приводит к нетипичному упрочнению и увеличению пластичности. В поликристалле, напротив, ЭПЭ способствует разупрочнению и увеличению деформации до разрушения.

Ключевые слова: электропластический эффект, монокристалл, поликристалл, алюминий, растяжение.

Электропластический эффект (ЭПЭ) - хорошо известное явление снижения усилий деформирования и увеличения пластичности в проводящих материалах под действием электрического тока [1]. Данный эффект более ярко наблюдается в монокристаллах и поликристаллах с относительно большим размером зерен, а также в титановых сплавах [2-3].

В теории ЭПЭ предполагается, что на кривых деформации под действием тока должны наблюдаться такие особенности как снижение предела текучести, скачки напряжения вниз, уменьшение коэффициента деформационного упрочнения и сдвиг локализации пластического течения (шейкообразование) деформации в сторону высоких степеней деформации. В настоящей работе эти особенности сравниваются для моно- и поликристаллического алюминия.

Для исследования использовали: пластину с крупными зернами (рисунок1а) высокочистого алюминия А999 (99.999 %Al), из которой вырезаны плоские образцы с размером рабочей части 0,7 x 3 x 13 мм³ и технически чистый алюминий АД1 в виде холоднокатаной и отожжённой при 350 °С проволоки Ø3 x 20 мм. Средний размер зерен в пластине составляет 33 мкм, в поликристалле 20 мкм.

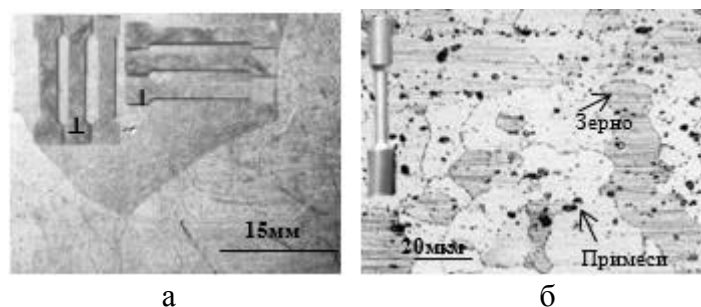


Рисунок 1 – Микроструктура, схема вырезки и форма образцов в зерне монокристалла (а) и поликристалле (б): ⊥; || – направление вырезки монокристаллических образцов

Образцы подвергали растяжению на горизонтальной разрывной машине ИР - 5081/20 при скорости 1,7 мм/мин. Применяли следующие режимы испытания: а) без тока при комнатной температуре; б) при нагреве феном; в) одиночные импульсы с амплитудной плотностью тока $j = 450$ и 2000 А/мм² и длительностью $\tau = 1000$ мкс, вводимые каждые 20 с; г) многоимпульсный ток плотностью $j = 190$ А/мм², длительностью импульса $\tau = 100$ мкс, частотой тока = 1000 Гц, скважностью $T / \tau = 10$. Нагрев, вызванный током или феном, контролировали путем измерения температуры прибором Digital Thermometers UT320 Series и

хромель-алюмелевой термопарой в центре образца с точностью ± 2 °С. Схему подвода тока и форму импульсов регистрировали осциллографом АКИМ – 4131/2.

Ниже представлены кривые напряжение-деформация при растяжении без тока, с одиночным, многоимпульсным током, и с нагревом феном для монокристалла (рисунок 2) и поликристалла (рисунок 3) алюминия.

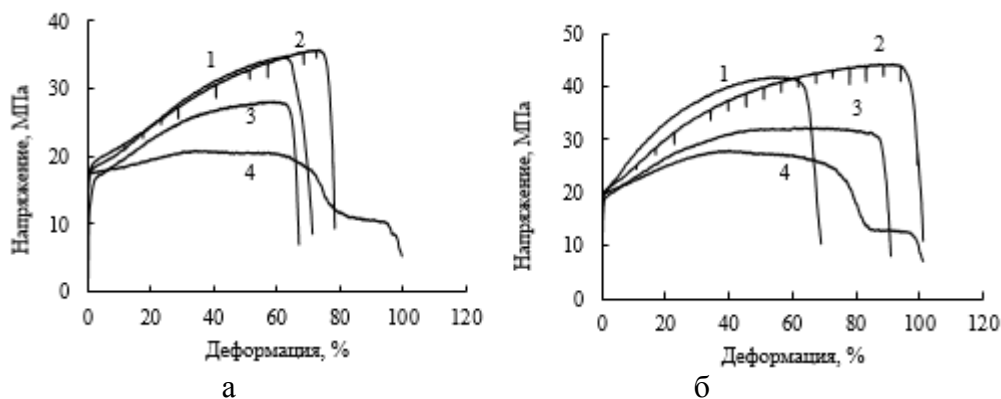


Рисунок 2 – Кривые напряжение-деформация при растяжении монокристаллических образцов, вырезанных в продольном (а) и поперечном (б) направлениях:

1 - без тока; 2 - одиночные импульсы тока, $j = 450$ А/мм²; 3 – нагрев феном; 4 – многоимпульсный ток, $j = 190$ А/мм²

В монокристалле алюминия (рисунок 2а) влияние вводимых одиночных импульсов с плотностью $j = 450$ А/мм² заключается как в появлении скачков напряжения вниз с амплитудой около 2 МПа, так и в нетипичном сочетании упрочнения (слабом повышении предела текучести и прочности на 1 МПа) и повышения деформации до разрушения (заметном увеличении относительного удлинения на 7 %). Многоимпульсный ток резко снижает напряжение течения и дополнительно увеличивает пластичность (рисунок 2, кривая 4). Нагрев феном приводит к промежуточному положению кривой деформации между многоимпульсным и одноимпульсным током и к наименьшей пластичности из всех режимов растяжения (рисунок 2, кривая 3).

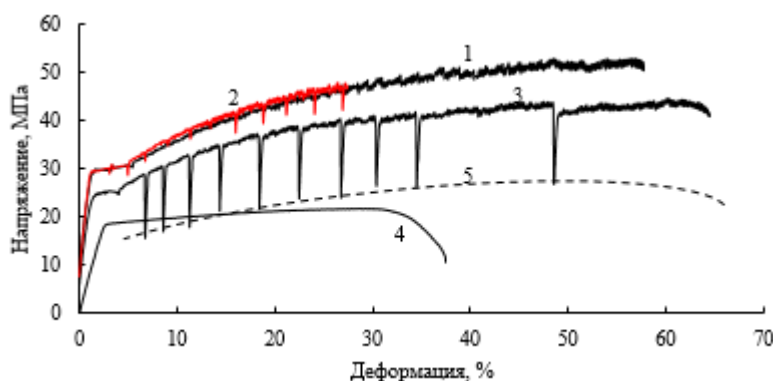


Рисунок 3 – Кривые напряжение-деформация поликристаллических образцов при растяжении:

1-без тока; 2 - одиночные импульсы тока, $j = 450$ А/мм²; 3- одиночные импульсы, $j = 2000$ А/мм²; 4- многоимпульсный ток, $j = 190$ А/мм²; 5 - прогнозируемая кривая

В поликристалле алюминия (рисунок 3) одиночные импульсы тока с той же плотностью приводят к разупрочнению - снижению предела прочности на 5 МПа, предела текучести на 1 МПа и увеличению относительного удлинения на 31% при амплитуде скачка напряжения

около 4 МПа. Увеличение плотности импульсного тока до 2000 А/мм^2 приводит к повышению амплитуды скачка напряжения до 15 МПа. При многоимпульсном токе скачки отсутствуют, напряжение течения резко снижается, а пластическая деформация осуществляется при минимальном упрочнении. (рисунок 3, кривая 4). Для всех кривых наблюдается физический предел текучести и соответствующее ему плато. Штриховая линия (рисунок 3, кривая 5), построенная по нижним точкам скачков напряжения на кривой 3, в грубом приближении совпадает с участком деформационного упрочнения на кривой 4. Отметим, что коэффициент деформационного упрочнения в монокристалле ниже, чем в поликристалле и его величина уменьшается с увеличением плотности тока.

Картинки изломов при растяжении моно- и поликристаллических образцов с током и без тока представлены на рисунок 4.

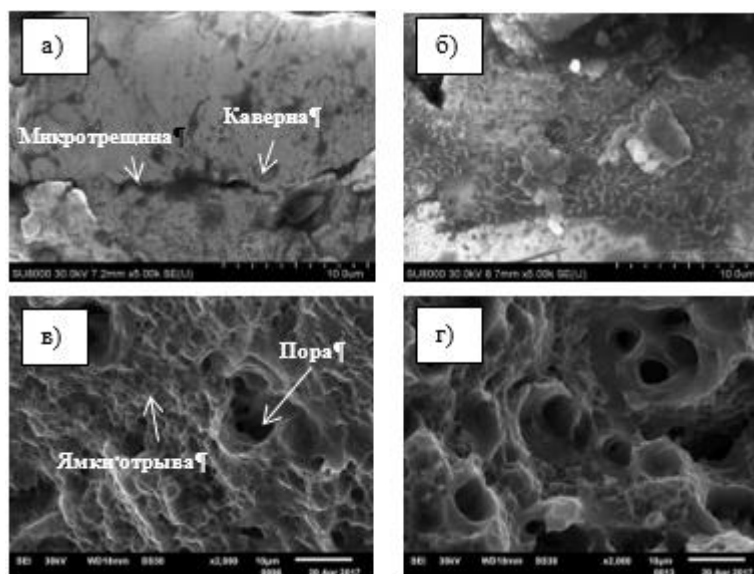


Рисунок 4 – Изображение поверхности разрушения при растяжении алюминия. Монокристалл: а – без тока; б – при многоимпульсном токе. Поликристалл: в – без тока, г – при многоимпульсном токе

Результаты фрактографического анализа моно- и поликристаллических образцов свидетельствуют об увеличении количества и размера пор (каверн) при воздействии тока, особенно многоимпульсного (рисунок 4).

Таким образом, показано, что деформационное поведение алюминия, сопровождаемое током, отличается механизмом деформации и зависит от структурного состояния материала, вида и режима тока. Относительный вклад электропластического эффекта в снижение прочности и увеличение пластичности для многоимпульсного тока выше, чем вклад теплового эффекта от тока. Для обоих видов алюминия вид тока влияет на соотношение вкладов от электропластического и теплового эффекта. Для одиночных импульсов тока ЭПЭ преобладает, а тепловой эффект ничтожен. В случае многоимпульсного тока роль теплового эффекта возрастает и может быть сравнима с вкладом ЭПЭ.

ЛИТЕРАТУРА

1. Troitskii O.A. Electromechanical effect in metals / O.A. Troitskii // JETP Letters. 1969. №11. С. 18-22.
2. Столяров В.В. Деформационное поведение титановых сплавов при растяжении с пропусканием импульсного тока / В.В. Столяров // ФТВД. 2010. Том 20. №4. С. 126-133.
3. Пахомов М.А., Столяров В.В. Особенности электропластического эффекта в моно- и поликристаллическом алюминии / М.А. Пахомов // МиТОМ. (принята к публикации).

ЭФФЕКТЫ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ИМПУЛЬСНОГО ТОКА И ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ

В.В. Столяров

Институт машиноведения РАН, Москва, Россия

*E-mail: vlstol@mail.ru

Представлен краткий обзор собственных исследований электропластического эффекта в различных металлах и сплавах при растяжении и изгибе в условиях электрического тока разной моды и режимов. Анализируется деформационное поведение и механические свойства.

Ключевые слова: растяжение, изгиб, импульсный ток, электропластический эффект, алюминий, титан, сплавы.

Исследование взаимодействия электрического тока и пластической деформации в проводниковых материалах давно является актуальной научной и практической задачей. Практическая значимость исследования связана с возможностью применения электропластического эффекта (ЭПЭ) в технологиях обработки металлов давлением, а научное значение представляют собой действующие механизмы пластической деформации и оценка вкладов многочисленных эффектов, сопровождающих ток, включая тепловой, спин, пинч и электропластический. Известно, что ЭПЭ зависит от моды и режимов тока, а также от микроструктуры материалов. Цель работы - продемонстрировать проявление ЭПЭ в металлах и сплавах, отличающихся природой, структурой и наличием фазовых превращений.

В ГПУ титане (BT1-0) исследовали влияние структурного измельчения на ЭПЭ при квазистатическом растяжении. Сравнивали деформационное поведение крупнозернистого (КЗ) ($d=20$ мкм, $\sigma_b=413$ МПа) и ультрамелкозернистого (УМЗ) РКУП ($d=0.5$ мкм, $\sigma_b=860$ МПа) титана при одной плотности ($j=80$ А/мм²), но с разной длительностью импульса τ тока.

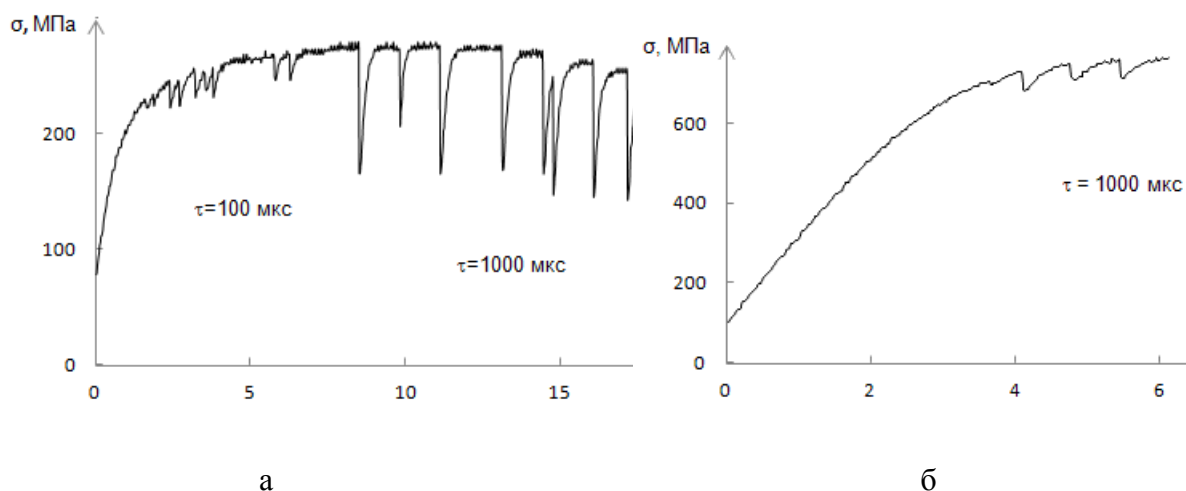


Рисунок 1 – Кривые напряжение-деформация титана в КЗ (а) и УМЗ (б) состояниях при растяжении с импульсами тока длительностью 100 и 1000 мкс [1].

Введение одиночных импульсов тока снижает напряжения течения на 15 / 30 % и вызывает скачки напряжения вниз амплитудой до 20 / 85 МПа, соответственно, в УМЗ / КЗ состоянии. Снижение амплитуды скачков напряжения прямо связано с уменьшением размера зерна и, как следствие, с уменьшением длины свободного пробега дислокаций. В УМЗ титане импульсы длительностью 100 мкс не вызвали скачков напряжения и были заметны только при длительности ≥ 1000 мкс (рисунок 1б). Увеличение длительности импульсов до 1000 мкс многократно увеличивает амплитуду Δ скачков напряжения от 15 до 85 МПа (рисунок 1а).

Несмотря на снижение напряжения течения увеличение относительного удлинения не наблюдалось, образец разрушался с применением тока и без тока, при значении деформации в 20%. Причиной этого может быть повышение плотности тока в шейке образца, результатом которого является сильный локальный разогрев.

Таким образом не только величина вводимой энергии электрических импульсов тока влияет на ЭПЭ, но и размер зерен. Уменьшение размера зерен и аморфизация сплавов приводит к уменьшению и полному подавлению ЭПЭ.

Деформация с воздействием тока в моно- и поликристаллическом ГЦК алюминии имеет свои особенности и также зависит от структуры, моды и режима тока (рисунок 2). Общим для обоих видов Al являются скачки напряжения вниз от одиночных импульсов (без существенного повышения температуры образца), увеличение пластичности, локализация деформации в районе шейки, а также снижение деформационного упрочнения и напряжений течения, особенно значительное для многоимпульсного тока. В то же время для одиночных импульсов тока заметна роль микроструктуры, заключающаяся в упрочнении / разупрочнении для монокристалла / поликристалла, соответственно. Для монокристалла нагрев феном до 122 °С приводит к промежуточному положению кривой деформации между многоимпульсным и одноимпульсным током и к наименьшей пластичности (кривая 3). В поликристалле при одиночных импульсах при одинаковой плотности тока амплитуда скачков заметно выше, чем в монокристалле. Для всех кривых наблюдается физический предел текучести и соответствующее ему плато.

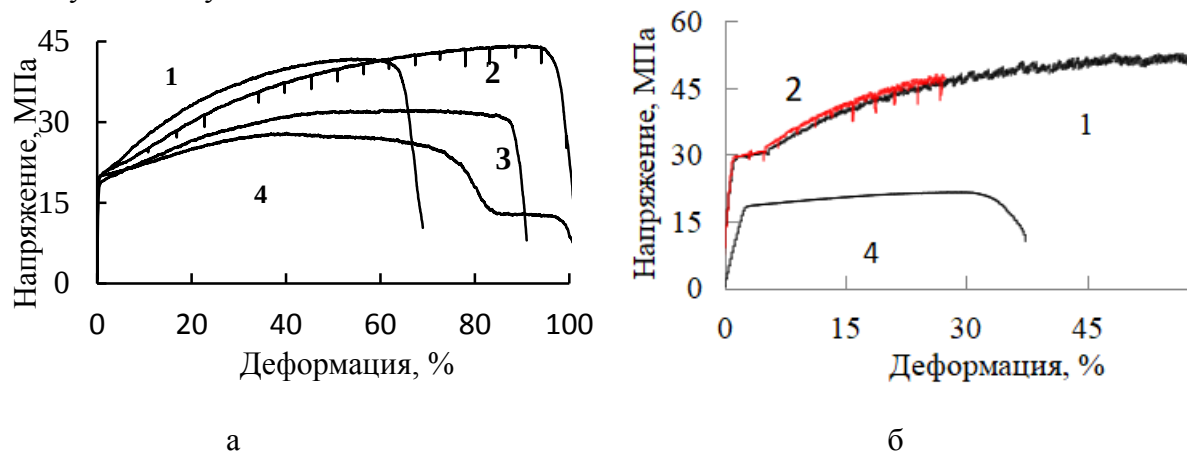
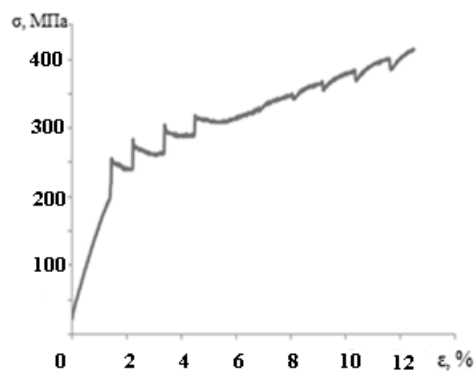


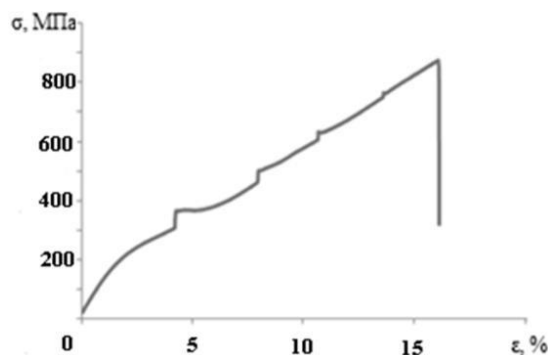
Рисунок 2 – Кривые напряжение - деформация при растяжении моно- (а) и поликристаллического Al: 1 - без тока; 2 - одиночные импульсы, $j = 450 \text{ А/мм}^2$; 3 – фен, 122 °С; 4 – многоимпульсный ток, $j = 190 \text{ А/мм}^2$, 122 °С [2].

Таким образом деформационное поведение моно- и поликристалла Al, сопровождаемое током, отличается механизмом деформации, и зависит от моды и режимов тока. В монокристалле одиночные импульсы относительно малой амплитудной плотности приводят к упрочнению, а в поликристалле – к разупрочнению. Переход к многоимпульсному току в обоих материалах способствует снижению коэффициента деформационного упрочнения, предела прочности и повышению вклада ЭПЭ по сравнению с тепловым эффектом тока. Для обоих видов алюминия мода тока влияет на соотношение вкладов от электропластического и теплового эффекта. Для одиночных импульсов тока ЭПЭ преобладает, а тепловой эффект ничтожен. В случае многоимпульсного тока роль теплового эффекта возрастает и может быть сравнима с вкладом ЭПЭ.

Исследование ЭПЭ в КЗ ($d=20 \text{ мкм}$, закалка в воду) и НС ($d < 100 \text{ нм}$) сплаве $\text{Ti}_{49.3}\text{Ni}_{50.7}$ с эффектом памяти формы (ЭПФ) интересно тем, что в нем происходят обратимые фазовые превращения, вызванные деформацией (рисунок 3).



а



б

Рисунок 3 – Кривые растяжения с одиночными импульсами тока в КЗ (а) и НС (б) сплаве TiNi [3].

Общим для деформационных кривых обоих состояний является отсутствие стадии шейкообразования. При растяжении с применением импульсного тока на диаграммах растяжения наблюдаются два вида скачков напряжения: аномальные, затухающие, на плато - вверх; традиционные, растущие, на стадии упрочнения - вниз (рисунок 3а). Анализ полученных данных показывает, что природа скачков напряжения вверх в сплаве не связана с ЭПЭ, а является следствием теплового эффекта импульсного тока, при котором имеет место прямое фазовое превращение мартенсита в аустенит и связанное с ним сокращение длины образца. При деформации 6% также был дан импульс тока, не отразившийся на диаграмме. Предполагается, что при пропускании тока ЭПФ проявляется одновременно с ЭПЭ. Вклад и направление каждого из эффектов в амплитуду скачка с ростом деформации и количеством аустенита будет различен в каждый момент времени. Амплитуда скачков 50 / 25 МПа соответствует КЗ / НС состояниям.

ЛИТЕРАТУРА

1. Столяров В.В. Деформационное поведение ультрамелкозернистых материалов при растяжении с током / В.В. Столяров // Известия ВУЗов. 2015. 58. 6. С.57-60.
2. Пахомов М.А., Столяров В.В. Особенности электропластического эффекта в моно- и поликристаллическом алюминии / М.А. Пахомов, В.В. Столяров // МиТОМ. 2021. принята к публикации.
3. Stolyarov V.V. The Electroplastic Effect and Phase Transformations in Amorphous and Nanocrystalline Alloys under Tension with Current / V.V. Stolyarov // Bulletin of the Russian Academy of Sciences. Physics. 2015. 79. 9. 1165–1168.

МИКРОТВЕРДОСТЬ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ 45 ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО БОРОМЕДНЕНИЯ И ЭЛЕКТРОННО- ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ

Е. С. Ващук^{1*}, Е. А. Будовских², К. В. Аксенова², Л. П. Бащенко², В.Е. Громов²

¹ Филиал КузГТУ им. Т.Ф. Горбачева в г. Прокопьевске, Прокопьевск, Россия

² Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

*E-mail: vaschuk@bk.ru

Работа посвящена выявлению закономерностей повышения микротвердости поверхности стали 45 в отожженном состоянии с исходной феррито-перлитной структурой после электровзрывного боромеднения и последующей электронно-пучковой обработки. Микротвердость поверхности и глубина зоны упрочнения после электровзрывного легирования увеличиваются с ростом поглощаемой плотности мощности и концентрации бора и достигают 1400 HV. При последующей электронно-пучковой обработке уровень микротвердости уменьшается до 800 HV.

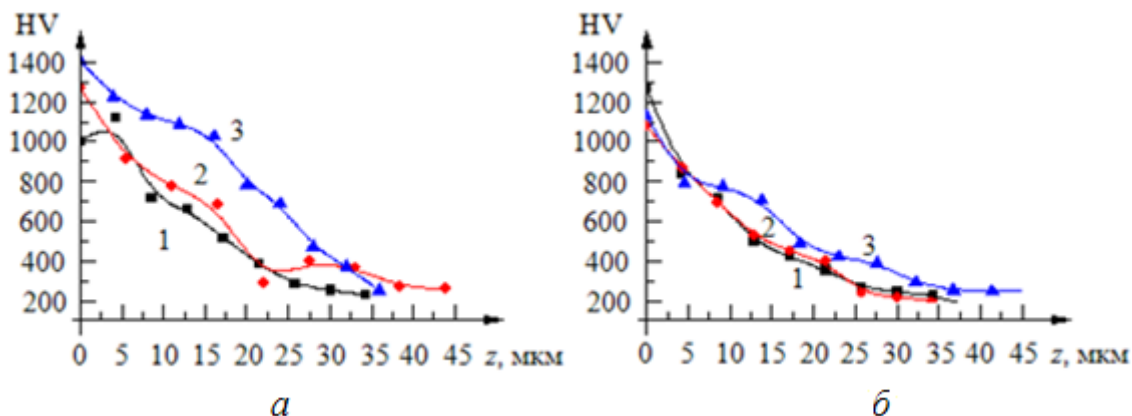
Ключевые слова: конструкционная углеродистая сталь 45, электровзрывное боромеднение, электронно-пучковая обработка, микротвердость.

Одним из новых методов упрочнения является электровзрывное легирование (ЭВЛ), заключающееся в модификации структуры и свойств металлов и сплавов путем формирования при электрическом взрыве проводников многофазной плазменной струи, оплавлении ею упрочняемой поверхности и насыщении расплава продуктами взрыва с последующей самозакалкой. Результаты ЭВЛ определяются совместным влиянием на упрочняемую поверхность теплового, силового и химического факторов обработки. Источником легирующих элементов при ЭВЛ является многофазная струя продуктов взрыва, а также порошковые частицы различных веществ, вводимые в область взрыва. Возможность осуществления электровзрывного боромеднения технически чистого железа показана в работе [1]. Образцы стали для обработки в виде цилиндрических шайб высотой 3...5 мм вырезали из прутка диаметром 20 мм, который был отожжен при температуре 850 °С в течение 1,5 ч и охлажден вместе с печью. В результате данной термообработки в материале была сформирована структура, представленная зернами структурно-свободного феррита и колониями пластинчатого перлита. Все это позволяет надежно интерпретировать получаемую информацию и выбрать для исследований промышленную сталь 45 как модельную.

Электровзрывное боромеднение проводили на лабораторной установке ЭВУ 60/10. Электровзрывная обработка позволяет сконцентрировать за короткий промежуток времени (10^{-4} с) высокую плотность мощности (~ 1 ГВт/м²) в тонких (~ 10 мкм) поверхностных слоях материалов и дает возможность провести оплавление и легирование поверхностных слоев без выплеска расплава, развивающегося вследствие неоднородного давления (~ 10 МПа) плазменной струи на облучаемую поверхность. В качестве взрываемого проводника использовали медную фольгу, закрепляемую на электродах плазменного ускорителя коаксиально-торцевого типа. В область взрыва вводили порошковую навеску аморфного бора. Режимы обработки обеспечивали поглощаемую плотность мощности q_p , равную 5,5, 6,5, 7,5 и 8,6 ГВт/м². Взрываемые медные фольги имели толщину 20 мкм и массу, равную 35, 70 и 100 мг. В области взрыва размещали порошок аморфного бора массой 20 и 60 мг. Анализ поверхностных слоев после электровзрывного боромеднения проводили в случае, когда отношение n атомных концентраций бора и меди в струе было равно следующим значениям: 1,2; 1,6; 3,4 и 3,5. Последующую ЭПО поверхности легирования осуществляли на установке Института сильноточной электроники СО РАН «СОЛЮ» при следующих основных параметрах: поглощаемая плотность мощности q_e составляла 2,0, 2,5 и 3,0 ГВт/м², длительность импульсов $\tau = 100$ и 200 мкс; частота их следования $f = 0,3$ Гц; число импульсов

$N = 5$ и 10 имп. Обработку осуществляли в среде аргона рабочей камеры при давлении 0,02 Па. ЭВЛ и ЭПО имеют сопоставимые значения поглощаемой плотности мощности, глубины и диаметра зоны воздействия на облучаемую поверхность. Упрочнение поверхности оценивали по уровню микротвердости (HVS-1000A).

Распределение микротвердости по глубине зоны электровзрывного боромеднения является монотонно падающим (рисунок 1). При этом ее максимальное значение наблюдается в тонком поверхностном слое. В приповерхностном слое на глубине до 15...20 мкм градиент микротвердости маленький, и с учетом ошибок измерений можно говорить об усредненном значении микротвердости этого слоя. В промежуточном слое микротвердость быстро падает до ее значения в объеме стали на уровне 200 HV.



$$1 - q_p = 6,5 \text{ ГВт/м}^2; 2 - q_p = 7,6 \text{ ГВт/м}^2; 3 - q_p = 8,6 \text{ ГВт/м}^2$$

Рисунок 1 – Распределение микротвердости поверхностных слоев зоны электровзрывного упрочнения стали 45 по глубине при $n = 3,5$ (а) и $n = 1,6$ (б)

Электровзрывное меднение поверхности приводит к увеличению микротвердости до 600 HV, то есть в 3 раза (рисунок 2, а). При этом от поглощаемой плотности мощности микротвердость поверхности не зависит. При боромеднении микротвердость поверхности увеличивается еще в 1,5 и 1,8 раза при $n = 1,6$ и 3,5 соответственно. Влияние на микротвердость поглощаемой плотности мощности более сильное, чем концентрации бора в плазменной струе. Она линейно увеличивается от 1,5 до 2,0 и от 1,8 до 2,4 раз с ростом q_p от 6,5 до 8,5 ГВт/м² соответственно. Такое поведение микротвердости свидетельствует о том, что при меднении упрочнение достигается в основном за счет формирования мелкодисперсной структуры псевдосплава системы Cu-Fe, а дополнительное увеличение микротвердости при боромеднении обусловлено образованием новых мелкогазмерных упрочняющих фаз – боридов FeB, Fe₂B, FeB₂, карбоборида Fe₂₃(C, B)₆ и карбида B₄C [2].

Поведение микротвердости в приповерхностном слое отличается от ее поведения на поверхности тем, что при низкой концентрации бора в плазменной струе зависимость от поглощаемой плотности не проявляется. Это может быть связано с тем, что содержание бора в расплаве на глубине оказывается недостаточно высоким для образования боридов.

Влияние параметров обработки сказывается также и на глубине z зоны легирования и толщине z_2 приповерхностного слоя с высоким уровнем упрочнения (рисунок 2, б). Видно, что в изученном интервале значений они линейно увеличиваются с ростом поглощаемой плотности мощности. Обращает на себя внимание увеличение этих параметров в 1,5 и 2,0 раза соответственно с ростом концентрации бора в плазменной струе. Эта особенность может быть объяснена тем, что бор повышает растворимость меди в железе и уменьшает вязкость расплава, что должно приводить к усилению процессов конвективного теплопереноса и, следовательно, к увеличению глубины и уровня упрочнения слоев.

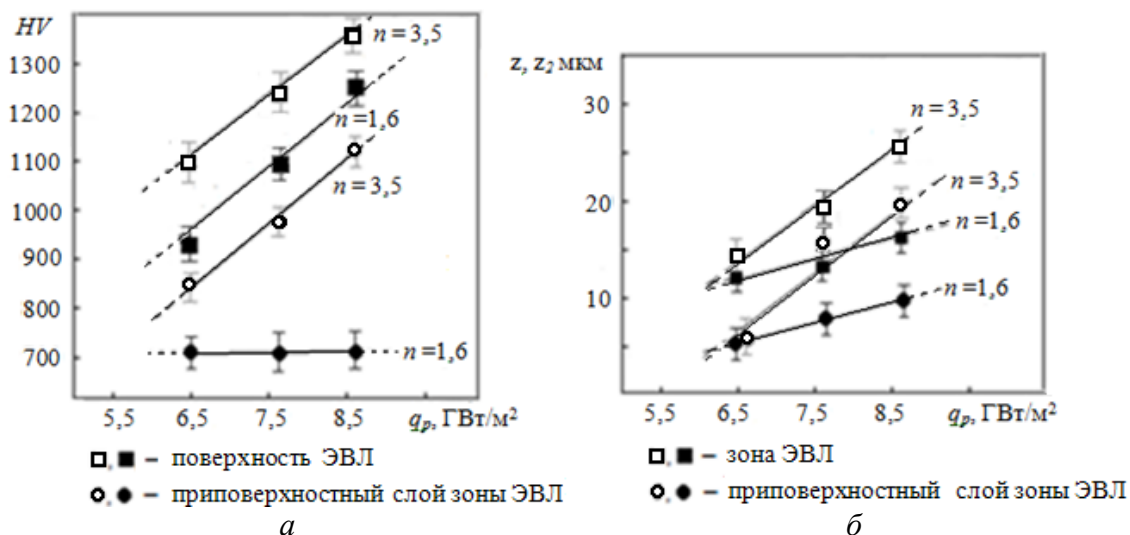


Рисунок 2 – Изменение микротвердости поверхности и приповерхностного слоя зоны ЭВЛ (а) и изменение глубины зоны ЭВЛ z и приповерхностного слоя z_2 (б) после обработки в различных режимах

Было установлено, что ЭВЛ приводит к повышению микротвердости поверхности стали в 5-6 раз по сравнению с исходным значением. С увеличением интенсивности воздействия q_p от 5,5 до 7,5 ГВт/м² при ЭВЛ с использованием порошковой навески бора массой 20 мг микротвердость поверхностного слоя увеличивается на 15-20% (до 950-1100 HV), а при массе навески 60 мг – еще на 15% (до 1250-1300 HV) (рисунок 2). Зависимость микротвердости от интенсивности облучения, как и в случае науглероживания никеля [3], может быть аппроксимирована линейной функцией. В [4] отмечалось, что подобная зависимость может быть связана с увеличением степени легирования расплава компонентами струи при увеличении температуры и давления плазмы на поверхности. Более слабую, чем в [4], зависимость микротвердости от интенсивности термосилового воздействия можно объяснить плохим смешиванием железа с медью, а также меньшей, чем при науглероживании никеля, интенсивностью конвективного перемешивания расплава вследствие большого атомного веса меди. При массе порошка бора 20 мг (2) и 60 мг (3) с различной интенсивностью q_p .

Максимальная микротвердость на поверхности при $n = 1,2$ и q_p , равных 5,5, 6,5 и 7,5 ГВт/м², составляет 950, 1250, 1100 HV, соответственно (рисунок 3, а). С глубиной ее значения монотонно падают. При $n = 3,4$ и $q = 5,5$ ГВт/м² наблюдается повышение микротвердости в тонком (3 мкм) приповерхностном слое до 1100 HV (рисунок 2, б). С увеличением q_p до 6,5 ГВт/м² в слое толщиной 8–10 мкм она возрастает до 1250 HV. При дальнейшем увеличении интенсивности до $q_p = 7,5$ ГВт/м² в слое толщиной до 15 мкм она составляет 900–1000 HV. Такое поведение микротвердости можно связать с увеличением степени легирования расплава и его конвективного перемешивания с ростом интенсивности плазменного воздействия на поверхность [5].

При значениях параметра n , равных 1,6 и 3,5, с увеличением q_p толщина зоны легирования изменяется от 12,5 до 15 мкм. При этом толщина упрочненного слоя изменяется от 25 до 35 мкм (рисунок 2). При $n = 1,6$ и q_p , равных 6,5 до 8,6 ГВт/м², микротвердость поверхности достигает значений 1050 и 1350 HV, соответственно (рисунок 2, а). При $n = 3,5$ при тех же значениях q_p микротвердость увеличивается до значений 1000–1400 HV (рисунок 1, б). Распределение микротвердости по глубине с учетом точности измерений является монотонно падающим. При $n = 1,6$ и $q_p = 8,6$ ГВт наблюдается увеличение микротвердости на глубине 5–15 мкм до 1200 HV (рисунок 1, а), что примерно в 6 раз больше по сравнению с исходным значением. Среди серии кривых оптимальным режимом является режим, когда

поглощаемая плотность мощности рана $q_p = 8,6 \text{ ГВт/м}^2$ и концентрация бора составляет $n = 3,5$.

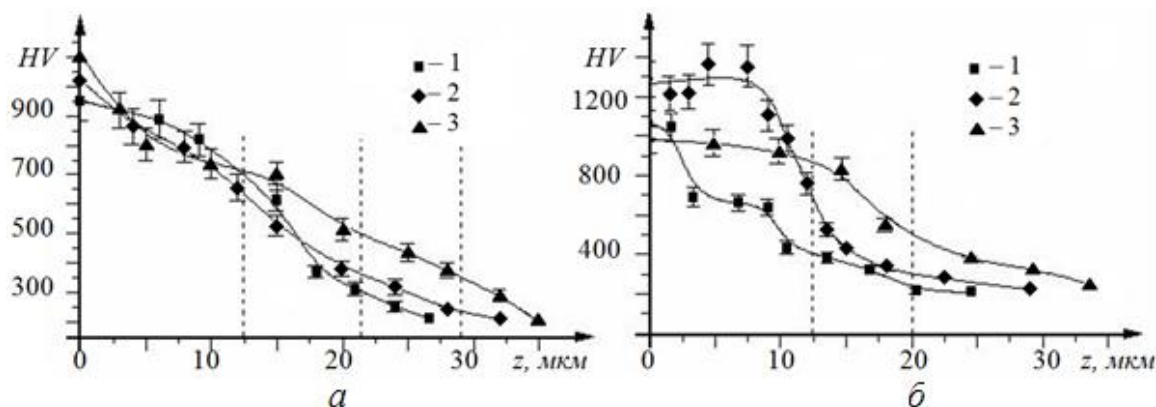


Рисунок 3 – Распределение микротвердости по глубине зоны электровзрывного боромеднения при $n=1,2$ (а) и $n=3,4$ (б). Пунктиром показано положение границы зоны легирования: 1 – $q_p = 5,5 \text{ ГВт/м}^2$; 2 – $q_p = 6,5 \text{ ГВт/м}^2$; 3 – $q_p = 7,5 \text{ ГВт/м}^2$

Влияние последующей ЭПО сводится к тому, что глубина упрочнения возрастает более чем в 3 раза до 80 мкм, при этом значения микротвердости уменьшаются, оставаясь на высоком уровне, характерном для стали 45, закаленной на мартенсит (рисунок 4). Максимальное значение микротвердости на поверхности и в области полки после обработки в оптимальном режиме составляет 1000 и 800 HV соответственно. Следует подчеркнуть, что в отличие от закалочных структур, структура, упрочненная частицами вторых фаз, в данном случае боридами, является термически стабильной. Влияние ЭПО на глубину зоны упрочнения наблюдалось ранее после электровзрывного бороалитирования стали 45 и технического чистого титана. Моделирование показало, что оно может быть обусловлено диффузионными процессами с аномально высоким значением коэффициента диффузии бора. В то же время увеличение длительности импульсов ЭПО от 100 до 200 мкс не приводит к увеличению глубины упрочнения, наоборот она оставляет 60...70 мкм. Это обусловлено тем, что при этом уменьшается q_e .

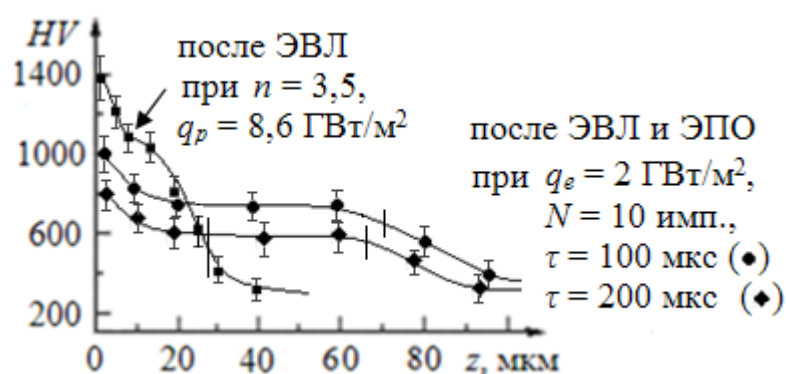


Рисунок 4 – Распределение микротвердости по глубине зоны обработки стали 45 после ЭВЛ и последующей ЭПО. Штрихи на графиках показывают глубину зоны легирования

Таким образом, микротвердость поверхности после электровзрывного боромеднения в исследованной области концентрации бора в струе и поглощаемой плотности мощности при плазменном воздействии увеличивается по сравнению с основой в 5–7 раз. При этом глубина упрочнения достигает 30 мкм. Зависимость микротвердости поверхности после электровзрывного боромеднения от поглощаемой плотности мощности может быть

аппроксимирована линейной функцией. Распределение микротвердости по глубине с учетом точности измерений является монотонно падающей. Электронно-пучковая обработка приводит к понижению микротвердости на поверхности легирования до четырех раз, но увеличивает глубину упрочнения до 70 мкм. Показано, что при увеличении времени импульса электронно-пучковой обработки микротвердость поверхности уменьшается.

ЛИТЕРАТУРА

1. Цвиркун О.А. Морфологические особенности кристаллизации поверхностных слоев железа и никеля при электровзрывном легировании / О.А. Цвиркун, Е.А. Будовских, А.Я. Багаутдинов и др. // Изв. вузов. Черная металлургия. 2007. № 6. С. 40–45.
2. Вашук Е.С. Влияние интенсивности плазменного воздействия на микротвердость стали 45 при электровзрывном боромеднении / Е.С. Вашук, Е.А. Будовских, М.М. Морозов, В.Е. Громов // Физика и химия обраб. материалов. – 2011. – № 2. – С. 99–100.
3. Гурьев А.М. Изменение фазового состава и механизм формирования структуры переходной зоны при термоциклическом борировании ферритно-перлитной стали / А.М. Гурьев, Э.В. Козлов, А.Н. Жданов, Л.Н. Игнатенко, Н.А. Попова // Изв. ВУЗов. Физика. – 2001. – №2. – С.58–63.
4. Багаутдинов А.Я. / Определение микротвердости поверхностных слоев никеля после электровзрывного науглероживания / А.Я. Багаутдинов, Е.А. Будовских, Ю.Ф. Иванов // Изв. ВУЗов. Черная металлургия. – 2005. – № 9. – С.67.
5. Вашук Е.С. Математическое моделирование тепловых и диффузионных процессов при импульсно-периодическом электронно-пучковом оплавлении поверхностных слоев стали 45, легированных электровзрывным способом / Е.С. Вашук, В.Д., Сарычев, А.В. Вострецова, Е.А. Будовских и В.Е. Громов // Прочность и пластичность материалов при внешних энергетических воздействиях /под ред. В.Е. Громова. – Новокузнецк: Интер-Кузбасс, 2010. С. 342–350.

ИЗМЕНЕНИЕ ПРОЧНОСТИ ТИТАНА VT1-0 В ПОСТОЯННОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ

В. В. Шляров*, Д. В. Загуляев

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

*E-mail: shlyarov@mail.ru

Работа посвящена анализу влияния слабых постоянных магнитных полей с индукцией до 0,5 Тл на прочность технически чистого титана VT1-0, в качестве прочностной характеристики материала выступает микротвердость. В ходе работы установлено, что слабые магнитные поля могут на количественном уровне повлиять на прочность титана VT1-0. Эффект влияния магнитного поля линейно зависит от индукции магнитного поля и количественно характеризуется изменением микротвердости поликристаллического технически чистого титана.

Ключевые слова: микротвердость, технически чистый титан, магнитное поле, индукция, прочность.

Разработка эффективных способов внешнего электромагнитного воздействия на прочность и пластичность материалов и создание на этой базе высокопроизводительных технологических процессов обработки представляет собой важную и актуальную проблему, решение которой во многом связано с пониманием физической природы деформирования материалов с наложением полей и токов. Деформационное поведение металлов и сплавов чувствительно как к токовому воздействию, так и к внешним магнитным полям. В работе [1] методом просвечивающей электронной микроскопии выполнен анализ поверхности разрушения технически чистого алюминия, деформированного в условиях ползучести при наложении электрических потенциалов 1В, 5В. В ходе исследований был выявлен негативный фактор влияния электрического потенциала на процесс ползучести, приводящий к увеличению скорости ползучести на установившейся стадии и снижению долговечности материала. Установлено, что подведение электрического потенциала к поверхности образцов технически чистого алюминия, подвергаемых испытаниям на ползучесть, отражается на изменении количественных параметров, характеризующих структуру разрушения. Показано, что приложение электрических потенциалов до 5В сопровождается формированием широкого диапазона размеров ямок сдвига и, соответственно, снижением вязкости разрушения при испытаниях на ползучесть, а также уменьшением длительности испытаний, что может привести к ускоренному разрушению изделий, эксплуатирующихся в условиях влияния электрического потенциала. В настоящее время разными научными коллективами выполнен комплекс исследований, посвященных установлению влияния магнитного поля на пластическую деформацию (магнитопластический эффект) немагнитных кристаллов LiF, NaCl, висмута, NaNO₂, Zn, Al, C₆₀ и получены зависимости, характеризующие установленные закономерности [2]. Однако, анализ влияния магнитного поля на деформационные характеристики немагнитных материалов в поликристаллическом состоянии выполнен значительно слабее. Особо выделим актуальность и практическую значимость исследований изменения физико-механических свойств поликристаллических материалов в магнитном поле. Влияние магнитного поля на процессы деформирования металлов и сплавов имеет важное значение для оценки изменения свойств материалов для теплоэнергетических установок, работающих в магнитных полях. Было 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 [3]. Существуют способы обработки, основанные на воздействии постоянными или импульсными магнитными полями на материалы с целью увеличения характеристик последних. Некоторые из них защищены авторскими

свидетельствами. Так, например, для повышения качества готового проката используют совместно магнитное и ультразвуковое воздействия на кристаллическую решетку металла [4]. При введении извне механических колебаний в теле металла возникают упругие волны, распространяющиеся по всему объему металла, в том числе и в зоне деформации. В результате чего весь металл непосредственно перед зоной деформации оказывается в возбужденном состоянии. Границы между отдельными зернами, заполненные блуждающими атомами основного вещества и атомами легирующих элементов, а также скопления атомов неметаллических включений, под действием ультразвуковых волн высокой частоты, расшатываются и становятся более прозрачными для дислокаций, которые легче преодолевают границы зерен без образования микротрещин, что приводит к увеличению запаса пластичности металла и облегчает его обжатие в зоне деформации. Попадая затем в зону действия сильного постоянного или импульсного магнитного поля, свободные скопления атомов и электронов перемещаются внутри кристаллической решетки с огромной кинетической энергией, которая, в сочетании с энергией обжатия, разрушает границы между зернами, что приводит к их измельчению. Экспериментально исследовано влияние сильных импульсных магнитных полей с индукцией 5–40 Тл на механические свойства фольг из Zn, Sn, Al, Al – Zn. В фольгах из Al и Al – Zn был обнаружен отрицательный магнитопластический эффект с магнитной памятью, заключающийся в значительном и, по-видимому, необратимом увеличении микротвердости этих фольг после однократного воздействия на них униполярного импульсного магнитного поля [5]. 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 [6 – 11].

Установлено, что вопросы, связанные с воздействием магнитных полей с индукцией более 1 Тл изучены достаточно хорошо. Существует банк данных, которые говорят о том, что магнитное оказывает влияние на структуру и физико-механические свойства металлов и сплавов. Но оказывается недостаточно информации по воздействию слабых магнитных полей, с индукцией менее 1 Тл. Исходя из этого, целью настоящей работы является изучение микротвердости титана марки BT1-0 после обработки постоянными магнитными полями с индукцией до 0,5 Тл.

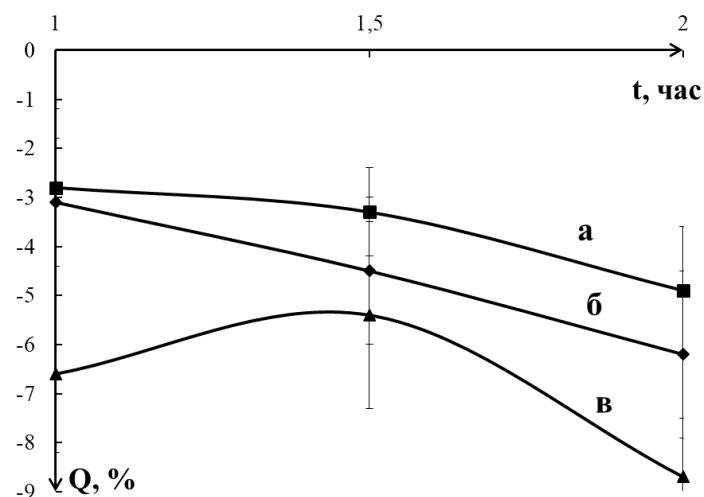
В качестве источника магнитного поля будет использоваться электромагнит, имеющий возможность регулирования индукции магнитного поля. Обработку магнитным полем в настоящей работе проводили следующим образом: исследуемый образец помещается в постоянное магнитное поле, с заранее настроенной индукцией, на определенные промежутки времени, а именно 1 час; 1,5 часа; 1,75 часа; 2 часа для каждого значения индукции магнитного поля. После чего проводится процедура микроидентификации. Измерения микротвердости проводили по методу Виккерса на микротвердометре HVS-1000. Нагрузка на индентор составляла 1 Н, время нагружения и под нагрузкой 10 с, время разгрузки 5 с.

В качестве материала для исследований был выбран технически чистый титан марки BT1-0, химический состав представлен в таблице. Титан BT1-0 был выбран неслучайно, поскольку данный материал и сплавы на его основе нашли широкое применение в таких областях промышленности как авиа- и машиностроение.

Химический состав технически чистого титана марки BT1–0

Fe	C	Si	N	Ti	O	H	Примесей
до 0,25	до 0,07	до 0,1	до 0,04	99,24 – 99,7	до 0,2	до 0,01	прочих 0,3

Зависимости относительного изменения микротвердости (начальный эффект влияния) технически чистого титана от индукции магнитного поля, для различных значений времени выдержки в поле, представлены на рисунке 1.

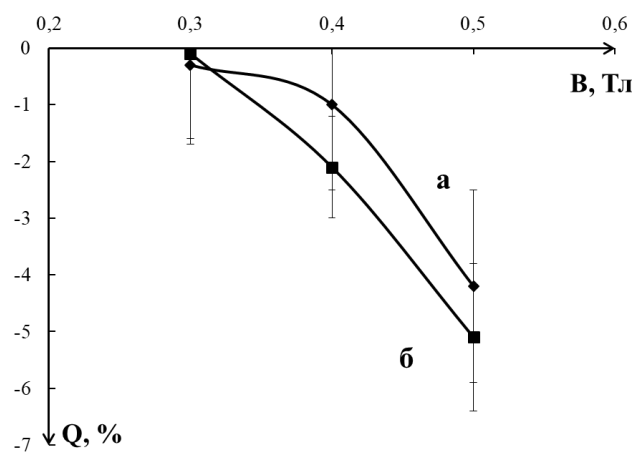


а) – индукция магнитного поля 0,3 Тл; б) – индукция магнитного поля 0,4 Тл;
в) – индукция магнитного поля 0,5 Тл

Рисунок 1. – Зависимость относительного изменения микротвердости (Q) от времени воздействия магнитным полем для различных значений индукции магнитного поля

Анализ зависимости показывает, что для разных значений индукции магнитного поля наблюдается стабильное снижение значения микротвердости с увеличением времени выдержки в поле. Следует отметить, что пороговым временем обработки, меньше которого влияние магнитного поля не наблюдается, для индукции до 0,5 Тл, является время равное 0,5 часа.

Экспериментальные результаты показали, что по прошествии 24 часов после обработки не для всех параметров обработки происходит стабилизация значения микротвердости. В данной связи была построена зависимость относительного изменения микротвердости от индукции магнитного поля через 24 часа после магнитной обработки, зависимость приведена на рисунке 2.



а) – обработка магнитным полем в течение 1,75 часа;
б) – обработка магнитным полем в течение 2 часов

Рисунок 2. – Зависимость относительного изменения микротвердости (Q) от индукции магнитного поля через 24 часа после магнитной обработки

Видно, что увеличение индукции магнитного поля приводит к увеличению оставшегося после 24 часов эффекта влияния, так же, как и увеличение времени выдержки в поле. Однако, для значений индукции магнитного поля 0,3 Тл остаточного эффекта влияния не наблюдается независимо от времени выдержки в нем.

Титан является перспективным материалом для создания легких и прочных конструкций, поэтому исследования, связанные с изучением пластических и прочностных характеристик титана под воздействием внешних энергетических воздействий, является весьма актуальной проблемой. Можно констатировать, что воздействие магнитным полем на технически чистый титан ВТ-1-0 приводит к снижению значения микротвердости с последующей ее стабилизацией за время, зависящее от параметров обработки. Достоверность полученных данных подтверждается корреляцией полученных результатов с работами других авторов. Установлено, что стабилизация микротвердости за время 24 часа происходит не для всех параметров воздействия, например, для параметров обработки 0,4 Тл и 0,5 Тл – 1,75 и 2 часа выдержки – не происходит стабилизация за указанное время. Для разработки собственной теории влияния постоянных малых магнитных полей на парамагнитные поликристаллические материалы необходимо проведение металлографических исследований.

ЛИТЕРАТУРА

1. Коновалов С. В. О влиянии электрического потенциала на скорость ползучести алюминия / С. В. Коновалов [и др.] // Физика твердого тела. 2007. Т. 49. Вып. 8. С. 1389–1391.
2. Песчанская Н. Н. Скачкообразная ползучесть при сжатии монокристаллов цинка в магнитном поле / Н. Н. Песчанская, Б. И. Смирнов, В. В. Шпейзман // ФТТ. 2008. – № 6. С. 997–1001.
3. 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.
4. Способ пластической деформации металлов и устройство для его осуществления: пат. 2310526 РФ: МПК В21В1/00. / Л. Г. Делюсто. – № 2003126206/02; заявл. 28.08.2003; опубл. 20.11.2007 Бюл. № 32. – 5 с.; 3 л.; 1 ил.
5. Сойка А. К. Долговременный отрицательный магнитопластический эффект в металлах, вызванный воздействием сильного импульсного магнитного поля / А. К. Сойка, В. Г. Шепелевич // Труды БГТУ. – Минск: БГТУ. 2014. №6(170). С. 80–82.
6. Gong Y. Structure refinement of pure aluminum by pulse magneto-oscillation / Y. Gong [at all.] // Materials Science and Engineering A. 2008. V. 497. P. 147–152.
7. Li C. 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 / C. Li [at all.] // Journal of Materials Science & Technology. – 2018.
8. Yin L. Effects of High Magnetic Fields on the Crystal Orientation and Magnetostriction of a TbFe₂ Based Alloy During Treatment in the Semi-Solid State / L. Yin [at all.] // Journal of Alloys and Compounds. 2014. V. 590. P.110–115.
9. Yang L. Effect of External Magnetic Field on Resistance Spot Welds of Aluminum Alloy / L. Yang [at all.] // Material and Design. 2014. Vol. 56. P.1025–1033.
10. Chen Q. Numerical study on solidification characteristics under pulsed magnetic field / Q. Chen, H. Shen // International Journal of Heat and Mass Transfer. 2018. V. 120. P. 997–1008.
11. Molodov D. A. Impact of a magnetic field on the annealing behavior of cold rolled titanium / D. A. Molodov, Chr. Bollmann, G. Gottstein // Materials Science and Engineering A. 2007. V. 467. P. 71–77.

ДИНАМИКА МИКРОТВЕРДОСТИ СПЛАВА АК5М2 ПРИ ДЕЙСТВИИ ЭЛЕКТРОННОГО ПУЧКА

Ю. А. Рубанникова, Д. В. Загуляев, В. В. Шляров*, В. Е. Громов
Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

*E-mail: shlyarov@mail.ru

Исследования посвящены модификации поверхности сплава АК5М2 методом электронно-пучковой обработки. Показано, что величина микротвердости поверхностного слоя сплава АК5М2 зависит от параметров облучения и при длительности импульсов 50 мкс и плотности энергии пучка электронов 50 Дж/см² достигает максимального значения 970 МПа, что превышает микротвердость исходного материала в 1,8 раза.

Ключевые слова: силумин, структура, микротвердость, сканирующая электронная микроскопия, электронный пучок.

Применение энергетических лучевых технологий, таких как лазерный луч, электронный луч, ионный луч и плазменный луч, в области модифицирования металлических материалов привлекает все большее внимание ученых во всем мире. Одной из самых перспективных технологий последних десятилетий является обработка материалов электронным пучком [1-5]. В ходе этого технологического процесса ускоренные электроны взаимодействуют с поверхностью обрабатываемого участка, что приводит к превращению их кинетической энергии в тепло. Скорость протекания процессов нагрева и охлаждения может достигать высоких значений, что приводит к некоторым структурным преобразованиям и увеличению твердости [6, 7]. На сегодняшний день на различных предприятиях, как промышленности, так и в научных центрах число ускорителей электронного пучка, используемых для обработки всевозможных материалов, превышает более 1500 единиц. К особенностям, которые делают электронно-лучевые ускорители привлекательными для промышленного и научного использования, относятся: высокая мощность излучения, безопасная эксплуатация оборудования и удобство контроля качества обрабатываемых изделий [8-10]. Также немаловажным аспектом является всесторонняя заинтересованность научной общественности в использовании электронного пучка для повышения физических, химических и технологических свойств различных материалов, используемым во всех отраслях промышленности, и как следствие это порождает усовершенствование используемого оборудования. Различные финансовые фонды поддерживают фундаментальных и прикладных исследований научно-исследовательских институтов и университетов, работа которых направлена на разработку уникальных и полезных материалов с помощью технологии электронно-пучковой обработки.

Облучение образцов силумина интенсивным импульсным электронным пучком осуществляли на установке «СОЛО». Параметры пучка электронов: энергия ускоренных электронов 17 кэВ, плотность энергии пучка электронов (10, 20, 30, 40 и 50) Дж/см², длительность импульсов (50 и 200) мкс, количество импульсов 3, частота следования импульсов 0,3 с⁻¹; давление остаточного газа (аргон) в рабочей камере установки 2*10⁻² Па. Исследования состояния структуры проводили методами сканирующей электронной микроскопии (прибор Philips SEM-515 с микроанализатором EDAX ECON IV). Механические свойства характеризовали твердостью, определенной на приборе ПМТ-3М при нагрузке на индентор 1Н (средние значение микротвердости определяли по 10 отпечаткам).

Структуру поверхности образцов сплава АК5М2 в исходном состоянии (состояние перед облучением) и обработанных электронным пучком, анализировали методами сканирующей электронной микроскопии. Установлено, что исследуемый сплав в исходном состоянии является поликристаллическим агрегатом, сформирован зернами твердого раствора на основе алюминия (рисунок 1, а) и зернами эвтектики Al-Si (рисунок 1, б, зерна эвтектики указаны

стрелками). Как правило, зерна эвтектики располагаются вдоль границ и в стыках границ зерен алюминия. Размер зерен алюминия изменяется в пределах от 30 мкм до 100 мкм; размер зерен эвтектики Al-Si изменяется в пределах от 11 мкм до 26 мкм. Дополнительными фазами исследуемого материала являются интерметаллиды, имеющие форму игольчатую, глобулярную и, существенно реже, осколочную форму (рисунок 1, а, в, г). Продольные размеры частиц игольчатой формы часто превышают размеры зерен (рисунок 1, б, г), что указывает на их формирование до образования зерен алюминия. Частицы глобулярной формы располагаются преимущественно вдоль границ зерен алюминия (рисунок 1, в, г). При механической полировке образцов такие частицы часто выкрашиваются (рисунок 1, а), что может указывать на их плохую связь с границами зерен.

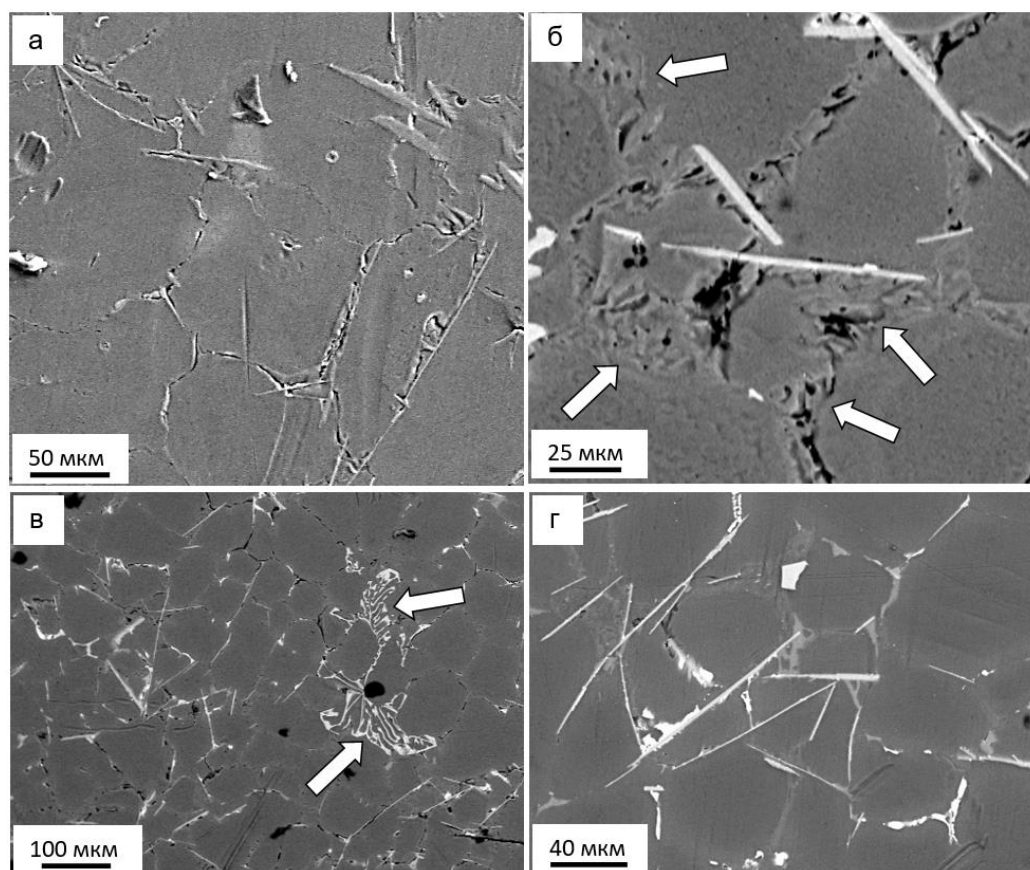


Рисунок 1 – Структура травленной поверхности сплава АК5М2 в исходном (перед облучением импульсным электронным пучком) состоянии. Сканирующая электронная микроскопия.

На рисунке 2 приведены изображения поверхности шлифа с отпечатками индентора. Отчетливо видно, что размеры отпечатков, и, соответственно, микротвердость анализируемой области материала, существенным образом зависят от расстояния до поверхности облучения (на рисунок 1а, поверхность облучения указана стрелкой). А именно, вблизи поверхности облучения размеры отпечатка индентора заметно меньше отпечатков, расположенных на большом (200 мкм, для рисунка 1б) расстоянии от поверхности облучения. Следовательно, облучение силюмина электронным пучком, сопровождается упрочнением поверхностного слоя образца.

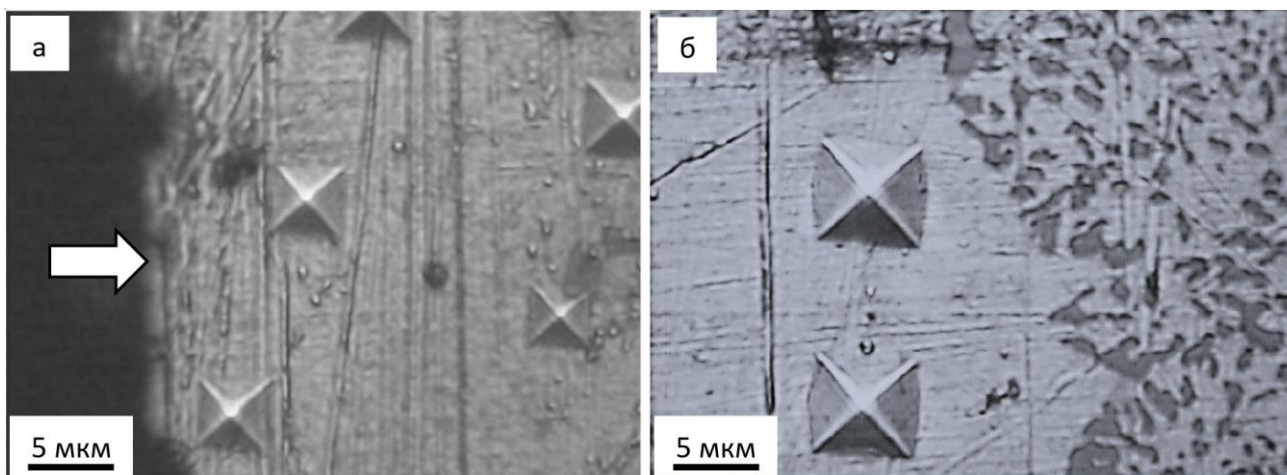


Рисунок 2 – Изображение структуры поперечного шлифа, облученного интенсивным импульсным электронным пучком образца силумина с отпечатками индентора (сканирующая микроскопия); а – структура силумина у поверхности облучения; б – на расстоянии 200 мкм от поверхности; на (а) стрелкой указана поверхность облучения

Результаты измерения микротвердости поверхности облучения сплава АК5М2 приведены на рисунок 3.

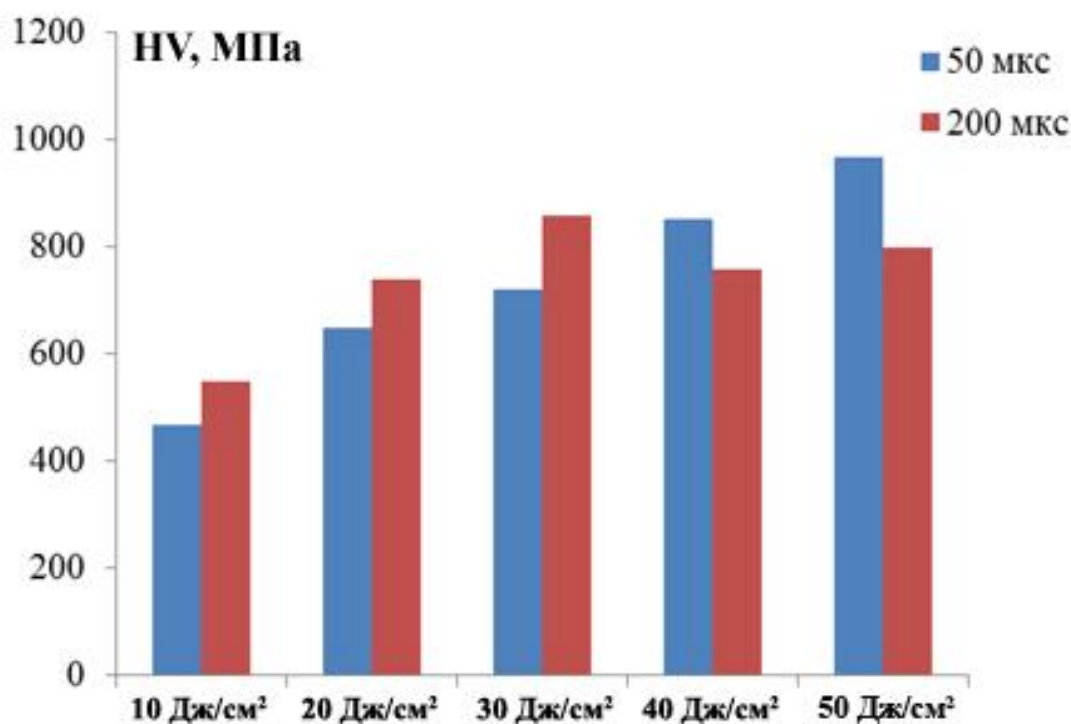


Рисунок 3 – Изменение микротвердости сплава АК5М2 от плотности энергии пучка электронов; синие столбики – 50 мкс; красные столбики – 200 мкс. Микротвердость сплава в исходном состоянии – 527 МПа

Анализируя результаты, представленные на рисунке 2, можно отметить, что величина микротвердости поверхностного слоя сплава зависит от длительности импульсов пучка электронов. При длительности импульсов 50 мкс микротвердость поверхностного слоя увеличивается с ростом плотности энергии пучка электронов, достигая максимального значения 970 МПа, что превышает микротвердость исходного материала в 1,8 раза. При

длительности импульсов пучка электронов 200 мкс микротвердость поверхностного слоя достигает максимального значения при плотности энергии пучка электронов 30 Дж/см² и составляет 860 МПа, что превышает микротвердость исходного материала в $\approx 1,6$ раза.

Исследования выполнены за счет гранта Российского научного фонда (проект № 19-79-10059).

ЛИТЕРАТУРА

1. Fu Y. Surface hardening of 30CrMnSiA steel using continuous electron beam / Y. Fu, J. Hu, X. Shen, Y. Wang, W. Zhao // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms. 2017. V. 410. P. 207–214.
2. Kim J. Corrosion inhibition and surface hardening of KP1 and KP4 mold steels using pulsed electron beam treatment / J. Kim, S.S. Park, H.W. Park // Corrosion Science. 2014. V. 89. P. 179–188. Hao S. Producing nano-grained and Al-enriched surface microstructure on AZ91 magnesium alloy by high current pulsed electron beam treatment / S. Hao, M. Li // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms. 2016. V. 375. P. 1–4.
3. Hao S. Producing nano-grained and Al-enriched surface microstructure on AZ91 magnesium alloy by high current pulsed electron beam treatment / S. Hao, M. Li // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms. 2016. V. 375. P. 1–4.
4. Иванов Ю.Ф. Закономерности модифицирования высокохромистой стали интенсивным импульсным электронным пучком / Ю.Ф. Иванов, Е.А. Петрикова, А.Д. Тересов, О.В. Иванова // Известия высших учебных заведений. Физика. 2019. Т. 62(11). P. 112–116.
5. А. Д. Тересов Исследование свойств системы цирконий (плёнка)/сталь 12X18H10T (подложка), подвергнутой импульсному электронно-пучковому воздействию / А.Д. Тересов, В.В. Шугуров, Ю.Ф. Иванов, Ю.А. Денисова, Е.А. Петрикова, Н.Н. Коваль // Известия высших учебных заведений. Физика. 2015. Т. 58(9/3). P. 112–116.
6. Kim J. The state of the art in the electron beam manufacturing processes / J. Kim, W.J. Lee, H.W. Park // International Journal of Precision Engineering and Manufacturing. 2016. – Vol. 17. – P. 1575–1585.
7. Hangyu Y. Effect of beam current on microstructure, phase, grain characteristic and mechanical properties of Ti-47Al-2Cr-2Nb alloy fabricated by selective electron beam melting/ Y. Hangyu, C. Yuyong, W. Xiaopeng, K. Fantao // Journal of Alloys and Compounds. 2018. – V.750. – P. 617–625.
8. Громов В.Е. Структура и трибологические свойства поверхностного слоя, наплавленного на мартенситную сталь и модифицированного электронно-пучковой обработкой / В.Е. Громов, В. Е. Кормышев, С. В. Коновалов, Ю. Ф. Иванов, А. Д. Тересов, В. А. Батаев // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2017. Т. 14(1). P. 28-32.
9. Шулов В.А. Применение сильноточных импульсных электронных пучков для модифицирования поверхности лопаток газотурбинных двигателей / В.А. Шулов, А.Н. Громов, Д.А. Теряев, В. И. Энгелько // Модифицирование поверхности, в том числе пучками заряженных частиц, потоками фотонов и плазмы. 2015. №. 1. С. 38–48.
10. Fu Y. Microstructure modification and corrosion improvement of AISI 1045 steel induced by pseudospark electron beam treatment / Y. Fu, J. Hu, W. Zhao, F. Peng, W. Huo, X. Cao // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms. 2020. Vol. 469. P. 10–18.

ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКИ СИСТЕМЫ Fe-C-Si-Mn-Cr-Mo-Ni С ДОПОЛНИТЕЛЬНЫМ ЛЕГИРОВАНИЕМ ТИТАНОМ

Д.Е. Белов, Н. А. Козырев, А. А. Усольцев, А. Р. Михно, Н.В. Кибко
ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет»,
г. Новокузнецк, Россия

*E-mail: denis.belov.1997@icloud.com

Прокатный валок – наиболее изнашивающаяся часть любого прокатного стана. Для упрочнения и восстановления валков горячей прокатки обычно используются наплавочные порошковые проволоки ПП-Нп-35В9Х3СФ и ПП-Нп-25Х5ФМС. Цель данной работы заключается в добавлении в шихту ПП-Нп-35В9Х3СФ – титан, введение которого способствует повышению прочности и плотности стали, способствует измельчению зерна микроструктуры, улучшает обрабатываемость и сопротивление износу наплавленного слоя.

Ключевые слова: наплавка, порошковая проволока, микроструктура, неметаллические включения, твердость, износостойкость.

Введение

Разработка материалов и использование инновационных технологий восстановления, значительно повышающих износостойкость изделий, является актуальной задачей. В связи с этим производится разработка и изготовление специальных порошковых проволок, обеспечивающих наплавленные ими покрытия высокой твёрдостью, а также абразивной и ударно-абразивной износостойкостью [1-4].

Широкое распространение для наплавки абразивно-изнашивающихся изделий получили наплавочные проволоки систем Fe-C-Si-Mn-Cr-Mo-Ni типа А и В по классификации МИС.

Изучено влияние титана, введенного в шихту порошковой проволоки системы Fe-C-Si-Mn-Cr-Mo-Ni при изготовлении опытных образцов проволоки, на степень износа образцов и твердость наплавленного слоя. Изготовление порошковой проволоки и ее наплавка для получения образцов проводилась согласно технологии приведенной в работе [5].

Результаты исследования и их обсуждение.

В таблице 1 приведены компонентные составы исследуемых проволок. Содержание титана в проволоке увеличивалось с 0,3% до 1,5%.

Таблица 1 - Компонентный состав исследуемых порошковых проволок

Маркировка проволоки	Химический состав порошковых проволок, %.						
	C	Cr	Mn	Si	V	W	Ti
1	0,4	3,5	1,10	1	0,40	10,5	0,3
2	0,4	3,5	1,10	1	0,40	10,5	0,5
3	0,4	3,5	1,10	1	0,40	10,5	0,8
4	0,4	3,5	1,10	1	0,40	10,5	1
5	0,4	3,5	1,10	1	0,40	10,5	1,5

Химический состав полученных после проведения наплавки образцов представлен в таблицах 2.

Таблица 2 – Химический состав наплавленного слоя

№ образца	Массовая доля элементов, %													
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Ti	W	V	Mo	Al	Nb	S	P
1	0,52	1,23	1,94	2,49	0,05	0,04	0,024	7,71	0,30	0,037	0,034	0,002	0,047	0,013
2	0,52	1,29	1,96	2,61	0,06	0,04	0,037	8,27	0,32	0,036	0,042	0,003	0,042	0,012
3	0,62	1,27	1,97	2,88	0,05	0,04	0,053	8,81	0,34	0,036	0,036	0,005	0,040	0,014
4	0,67	1,20	1,98	2,69	0,06	0,04	0,062	8,80	0,34	0,037	0,046	0,003	0,012	0,012
5	0,73	1,45	2,05	2,69	0,06	0,04	0,13	8,83	0,40	0,038	0,040	0,002	0,040	0,015

Таблица 3 – Коэффициент извлечения легирующих элементов

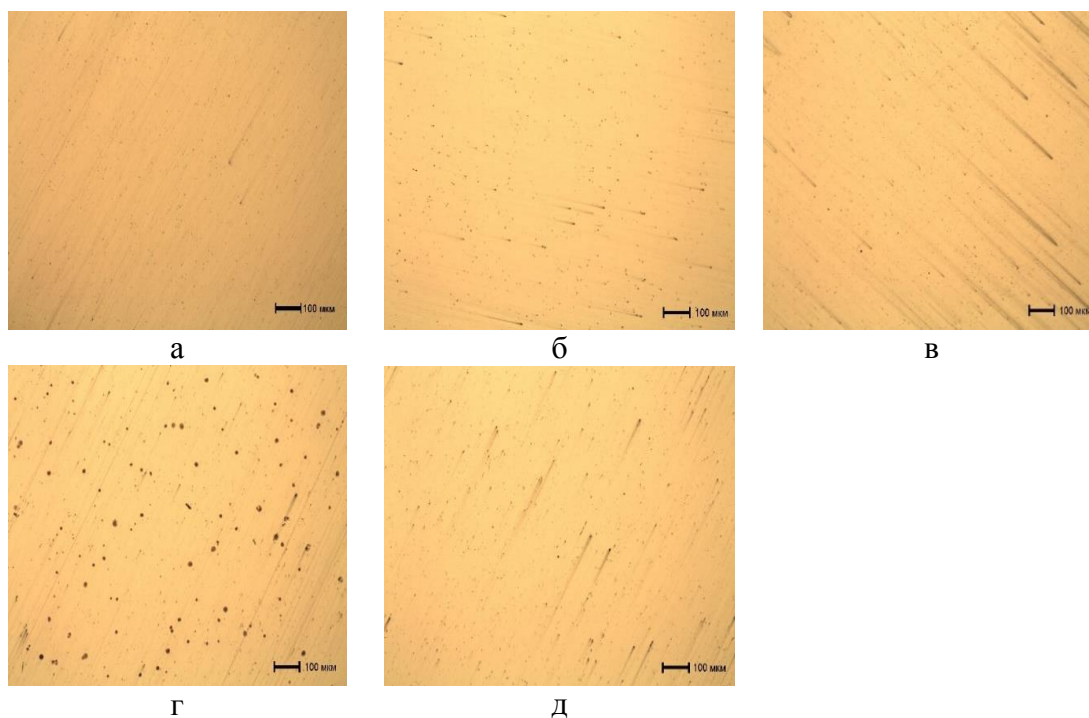
Маркировка проволоки	Коэффициент извлечения, %						
	C	Cr	Mn	Si	V	W	Ti
1	130	71,14	176,36	123	75	73,42	8
2	130	74,57	178,18	129	80	78,76	12,33
3	155	82,2	179,09	127	85	83,90	17,66
4	167,51	76,85	180	120	85	83,80	20,66
5	182,51	76,85	186,36	145	100	84,09	43,33

Таблица 4 – Результаты проведения испытаний на твердость и износ

№ образца	Твердость HRC	Твердость HB	Сопротивление износу
1	<u>55</u> [*] 52-55 ^{**}	<u>589</u> [*] 614-689 ^{**}	1,94
2	<u>54</u> 53-55	<u>695</u> 642-730	1,85
3	<u>58</u> 56-59	<u>684</u> 651-746	1,29
4	<u>58</u> 56-58	<u>763</u> 713-830	1,20
5	<u>58</u> 56-60	<u>778</u> 705-838	1,12

* Среднее значение, ** минимальное, максимальное значение

Загрязненность неметаллическими включениями наплавленного слоя представлено на рисунке 1.



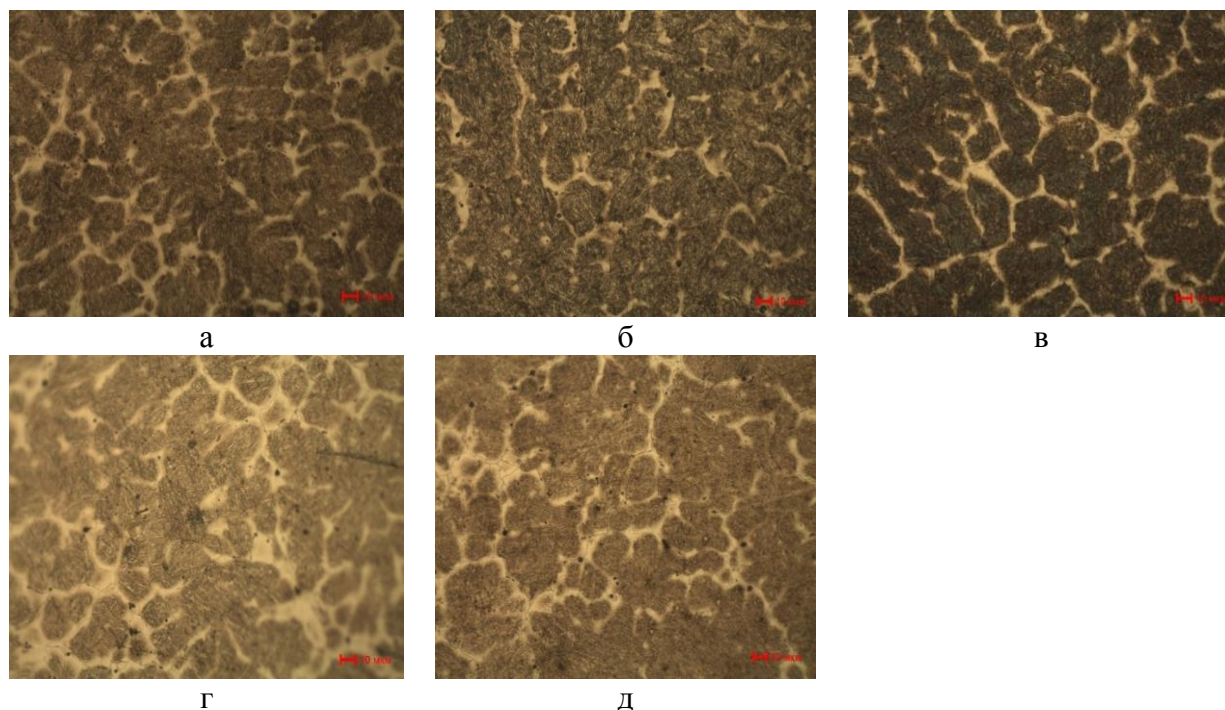
а – образец №1, б – образец № 2, в – образец № 3, г – образец № 4, д – образец № 5

Рисунок 1 – Неметаллические включения наплавленного слоя

Таблица 5 – Неметаллические включения наплавленных образцов

№ образца	Загрязненность неметаллическими включениями, балл	
	Оксиды точечные	Силикаты недеформирующиеся
1	1а	1а
2	1а, 2а	1а
3	1а, 2а	1а, 2а
4	1а, 2а	1а, 2а
5	1а, 2а	1а

Микроструктура наплавленного слоя представлена на рисунке 2.



а – образец №1, б – образец № 2, в – образец № 3, г – образец № 4, д – образец № 5

Рисунок 2 – Микроструктура наплавленного металла в зависимости от содержания титана в порошковой проволоке 35В9Х3СФ, $\times 500$

Структура металла, наплавленного проволокой ПП-Нп-35В9Х3СФ с добавлением титана, представляет мартенсит, сформировавшийся внутри границ бывшего зерна аустенита, небольшое количество аустенита остаточного в виде отдельных участков и тонкие прослойки δ -феррита. Также в микроструктуре образцов присутствует карбидная сетка.

Увеличение содержания титана в наплавленном слое способствует уменьшению размера игл мартенсита, а также размера бывшего зерна аустенита. В микроструктуре образца №1 присутствует среднеигольчатый мартенсит (балл №5) с размером игл от 3 до 9 мкм. Величина первичного зерна аустенита по шкале зернистости соответствует №4. Для образца №2, мартенсит балл №4 с размером игл 2-7 мкм. Величина первичного зерна аустенита по шкале зернистости соответствует №5. Для образца №3, мартенсит балл №4 с размером игл 2-6 мкм. Величина первичного зерна аустенита по шкале зернистости соответствует №5. Для образца №4, мартенсит балл №3 с размером игл 2-6 мкм. Величина первичного зерна аустенита по шкале зернистости соответствует №6. Для образца №5, мартенсит балл №3 с размером игл 2-5 мкм. Величина первичного зерна аустенита по шкале зернистости соответствует №6.

Вывод:

1. В ходе исследования установлена прямая зависимость показателей твердости и истирания образцов от введения в состав шихты порошковой проволоки, порошка титана. Выявлена зависимость повышения твердости образцов от увеличения количества титана в наплавленном слое.

2. Исследование показало, что в образцах преимущественно наблюдаются оксиды точечные балл 1а, 2а, представляющие собой включения в виде отдельных частиц. Практически во всех исследуемых образцах присутствуют силикаты недеформирующиеся в виде единичных округлых и неправильной формы включений балла 1 а, 2а.

3. Структура металла, наплавленного проволокой ПП-Нп-35В9Х3СФ с добавлением титана, представляет мартенсит, сформировавшийся внутри границ бывшего зерна аустенита, небольшое количество аустенита остаточного в виде отдельных участков и тонкие прослойки δ -феррита. Структура равномерная, имеет дендритное строение.

ЛИТЕРАТУРА

1. Влияние введения вольфрама и хрома на свойства металла, наплавленного порошковой проволокой системы Fe-C-Si-Mn-Mo-Ni-V-Co / А. И. Гусев, Н. А. Козырев, Н. В. Кибко, Р. Е. Крюков, И. В. Осетковский // Заготовительные производства в машиностроении (Литейное и сварочное производства). – 2019. – Т. 17, № 2. – С. 56–60.
2. Изучение структуры и свойств металла, наплавленного порошковой проволокой системы Fe-C-Si-Mn-Cr-Mo-Ni-V-Co / А. И. Гусев, Н. А. Козырев, Н. В. Кибко, М. В. Попова, Р. Е. Крюков // Актуальные проблемы в машиностроении. – 2017. – Т. 4, № 2. – С. 113–119.
3. Наплавка порошковыми проволоками C-Si-Mn-Mo-V-B и C-Si-Mn-Cr-Mo-V деталей горнорудного оборудования / А. И. Гусев, Н. В. Кибко, М. В. Попова, Н. А. Козырев, И. В. Осетковский // Известия вузов. Черная металлургия. – 2017. – Т. 60, № 4. – С. 318–323.
4. Разработка новых порошковых проволок для наплавки деталей, работающих в условиях ударно-абразивного износа / Н. А. Козырев, А. И. Гусев, Р. Е. Крюков, А. А. Усольцев, Л. П. Башенко // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. – 2018. – № 7 (1423). – С. 70–77.
5. Прогнозирование свойств новой порошковой проволоки на основе пыли газоочистки феррохрома / А. Н. Козырев, А. А. Усольцев, Р. Е. Крюков, А. Р. Михно, Д. Е. Белов // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2019. – Т. 15, № 3 (150). – С. 99–103. – Библиогр.: с. 102–103.

ВЛИЯНИЕ ВНЕШНИХ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА МОРФОЛОГИЮ, ОБРАЗОВАНИЕ И РАСКРЫТИЯ МИКРОТРЕЩИН В ГЕОМАТЕРИАЛАХ

А. Н. Кочанов*, И. Ж. Бунин, М. О. Долгова

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем
комплексного освоения недр им. академика Н.В.Мельникова, Москва, Россия

*E-mail: kochanov@mail.ru

Приведены результаты экспериментальных исследований по изучению влияния мощных электромагнитных импульсов и взрывного воздействия на структурные изменения в геоматериалах. Для оценки изменений микроструктуры и развития микротрещин использовали методы оптической, растровой электронной и конфокальной лазерной сканирующей микроскопии.

Ключевые слова: микротрещина, геоматериалы, анализ изображений, эксперимент, электромагнитные импульсы, взрывное воздействие, разрушение

В рамках современных представлений механики и физики прочности разрушение материалов в условиях внешних энергетических воздействий представляет собой пространственно-временной процесс накопления повреждений, обусловленный образованием и развитием разномасштабных элементов в виде пор и трещин. В настоящей работе с этих позиций анализируются результаты экспериментальных исследований по оценке структурных изменений в геоматериалах при воздействии наносекундных электро-магнитных импульсов высокого напряжения (МЭМИ) и взрывном воздействии.

Обработку образцов МЭМИ проводили на воздухе при стандартных условиях и следующих электрофизических параметрах импульсного воздействия [1, 2]: тип генерируемых импульсов – видеоимпульсы; форма импульса – биполярный, амплитуда выходных импульсов ~25 кВ, напряженность электрического поля в межэлектродном промежутке $\sim 10^7$ В $\times$ м⁻¹, длительность переднего фронта импульса 2–5 нс, длительность импульса – 4–10 нс, энергия в импульсе ~0.1 Дж, частота повторения импульсов ~100 Гц; диапазон изменения времени обработки образцов – $t_{обр.}=60–300$ с. Исследования проводили на образцах неправильной формы и аншлифах размером $\sim 10 \times 10 \times 5$ мм. Морфологические особенности поверхности образцов до и после воздействия МЭМИ изучали методом растровой электронной микроскопии (РЭМ, электронный микроскоп JEOL–JSM-6610LV).

Методика проведения экспериментов по взрывному воздействию на образцы геоматериалов с применением специальных ампул сохранения представлена в [3]. Характерный размер образцов различных геоматериалов составлял ~14 мм. В результате действия высокого импульсного давления при прохождении ударной волны достигалось дезинтеграция образцов с образованием системы микротрещин, изучение которых осуществлялось с помощью сканирующего электронного микроскопа JEOL-JSM 5910LV. Кроме рассмотренной схемы осуществлялось также динамическое воздействие в режиме модельного взрыва на образцы гранита размером 25x25x15 см. Параметры взрывного воздействия подбирались таким образом, чтобы исключить разрушение образца на отдельные фрагменты. Для изучения микротрещин, образовавшихся в граните, из образца нарезались отдельные пластины толщиной 3 см, а также изготавливались шлифы, которые анализировались с помощью оптической микроскопии. Для оценки возможной глубины микродефектов применялся метод сканирующей конфокальной лазерной сканирующей микроскопии (КЛСМ) с использованием микроскопа Keyence VK-9710K.

Электронная микроскопия поверхности образцов, выполненная в исходном (до воздействия МЭМИ) состоянии, свидетельствовала об отсутствии микродефектов типа трещин и пор в исследуемых геоматериалах. Исключения составляли небольшая часть

образцов угля, в которых имелись немногочисленные микротрещины с раскрытием 0,2-0,3 мкм. По данным РЭМ в результате воздействия МЭМИ в течение $t_{обp.}=300$ с на поверхности образцов угля происходило формирование системы микротрещин, распространяющиеся, как правило, по строго прямолинейным траекториям (рисунок 1а). Величина раскрытия отдельных трещин составляла 0.2-0.5 мкм и ~ 2.5 мкм. На характер формирования микротрещин и их распространения оказывало влияние наличие включений в угле (рисунок 1б). Структурные изменения после электроимпульсной обработки в большей степени характерно для образцов, отобранных из выбросоопасных угольных пластов, которые отличаются хрупкостью и повышенным содержанием газа (метана).

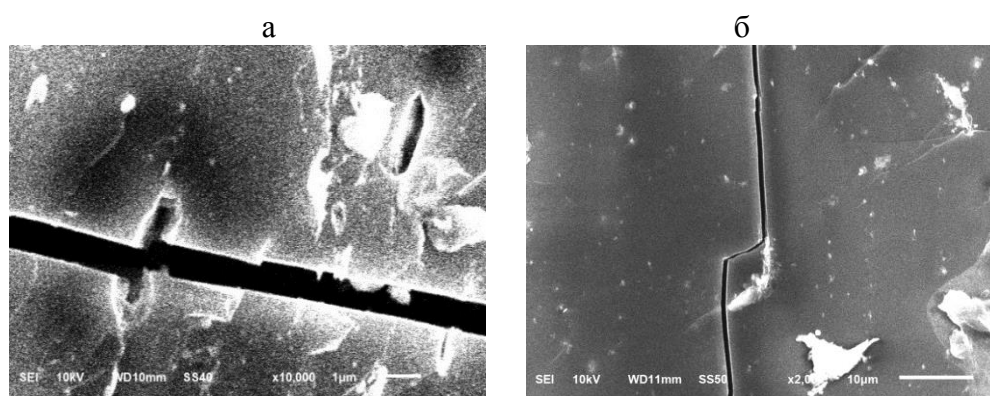


Рисунок 1 – Вид микротрещин в угле после воздействия МЭМИ. Масштабные линейки: 1 мкм (а) и 10 мкм(б)

Для образцов песчаника в результате воздействия МЭМИ наблюдалось образование и распространение микротрещин преимущественно по границам зерен (интеркристаллитное разрушение) (рисунок 2), однако, анализ РЭМ-изображений свидетельствует о немногочисленности дефектов такого вида. В случае гранита методом РЭМ не удалось установить отчетливо выраженных изменений структуры поверхности образцов, подвергнутых электроимпульсной обработке (рисунок 3).

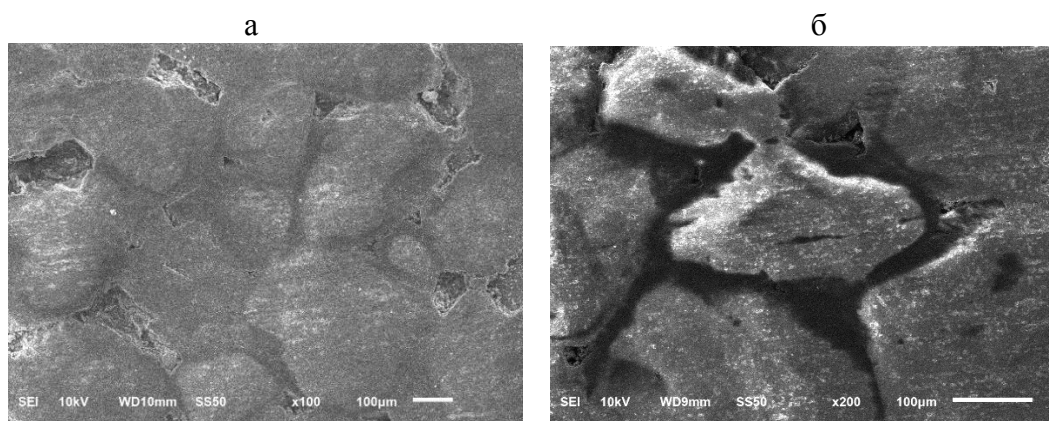


Рисунок 2 – РЭМ-изображения поверхности образца песчаника до (а) и после (б) воздействия МЭМИ. Масштабные линейки: 100 мкм

В результате анализа экспериментальных данных можно утверждать, что нетепловое воздействие высоковольтных наносекундных импульсов вызывает образование отдельных микродефектов. Для песчаника и гранита (горных пород – диэлектриков) эффект образования микротрещин в результате воздействия МЭМИ имел менее выраженный характер. Для углей наблюдается преимущественное развитие микротрещин на поверхности образцов, что

возможно связано со скин-эффектом, одним из механизмов селективной дезинтеграции геоматериалов при воздействии МЭМИ [1, 2]. Этот эффект проявляется в уменьшении амплитуды электромагнитных волн по мере их проникновения вглубь проводящей среды, в результате чего диссипация энергии электромагнитного поля происходит неравномерно по сечению образца, а, преимущественно, в поверхностном слое.

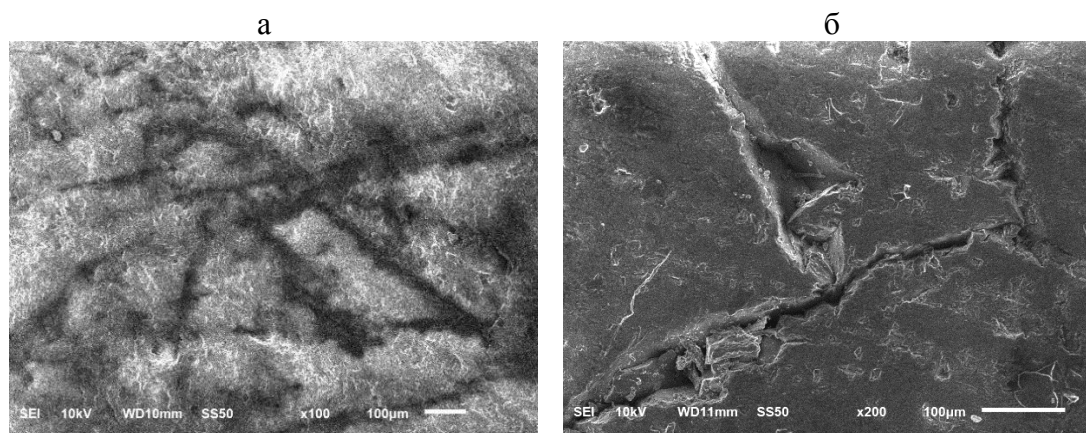


Рисунок 3 – РЭМ-изображения поверхности образца гранита до (а) и после (б) воздействия МЭМИ. Масштабные линейки: 100 и 200 мкм

В результате экспериментов по взрывному воздействию с применением ампул сохранения [3], получены изображения микротрещин, образовавшихся после динамического разрушения образцов, наиболее характерные из которых представлены на рисунок 4. Для большинства геоматериалов в проведенных экспериментах величина раскрытия микротрещин составляет примерно 1,0-3,0 мкм, при минимальной величине раскрытия 0,2-0,3 мкм. Преобладают транскристаллические трещины, распространяющиеся в пределах границ зерна, а также встречаются микротрещины по границам раздела зерен, связанные или полностью совпадающие с межзеренными границами.

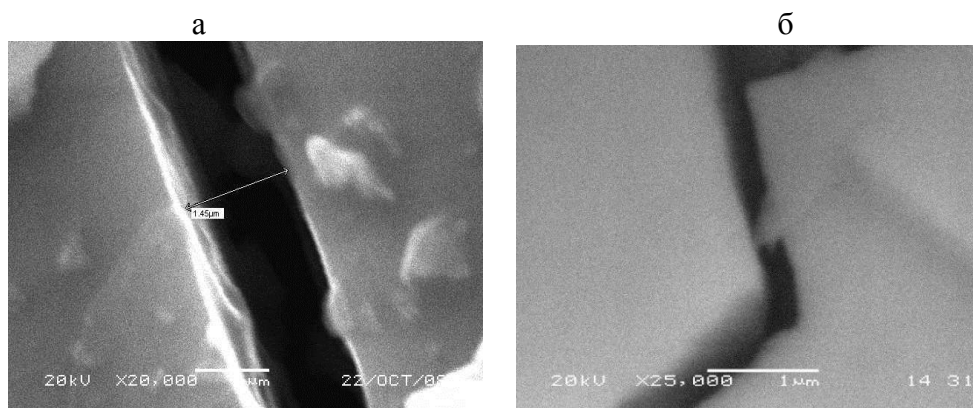


Рисунок 4 – РЭМ-изображения микротрещины в песчанике (а) и кварците (б). Масштабные линейки: 1 мкм

При анализе шлифов гранита с помощью оптической микроскопии после взрывного воздействия отмечаются микротрещины в отдельных минеральных зернах, по границам зерен и внутрипородные. На одно зерно кварца приходится от 1-3 до 13 микротрещин, и 70-80% его зерен имеют микротрещины техногенного генезиса. Также микротрещины отмечается в 40-50% зерен плагиоклаза и в 70-85% зерен калиево-полевого шпата в виде 2-3 микротрещин на расстояниях 1,0-1,4 мм. В ряде случаев это не просто трещины, а полосы округлой либо

неправильной формы 0,05-0,1 мм, соединенных неровными трещинами. Внутрипородные трещины имеют раскрытие примерно 0,03-0,2 мм. Анализ полированной поверхности образца в виде пластины гранита после взрывного воздействия с помощью оптической микроскопии позволило установить наличие микротрещин с раскрытием 0,02-0,06 мм (рисунок 5а). На рисунках 5б и 5в представлены изображения микродефектов, и определена величина глубины одного из них при длине 9,6 мкм. Данные получены с помощью микроскопа Keyence VK-9710K.

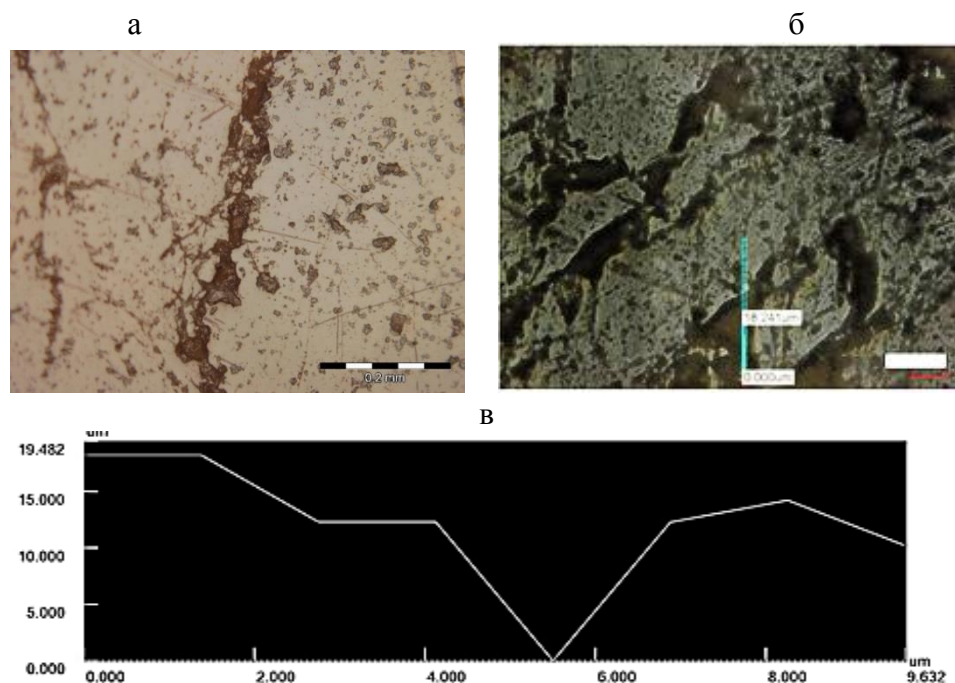


Рисунок 5 – Вид микротрещин по данным оптической микроскопии (а), (б) и оценка глубины микродефекта (в) по данным КЛСМ

В ходе экспериментов и их анализа можно отметить, что большинство микротрещин, возникающих в результате МЭМИ и взрывного воздействия, имеют характер трещин нормального отрыва, сдвиговый характер формирования дефектов в проведенных экспериментах в целом не проявлялся. Это соответствует общепринятым представлениям, согласно которым микротрещины в материалах возникают при условии, если величина локального напряжения превышает локальные значения прочности на растяжение. Важной характеристикой микротрещин является величина их раскрытия, минимальная величина которой по данным электронной микроскопии составляет $\sim 0,1-0,2$ мкм, а наиболее характерное значение 1,0-3,0 мкм. В тоже время, на примере угля установлено, что морфология микротрещин и их линейные размеры (длина) могут существенно различаться при электроимпульсном (МЭМИ) и взрывном воздействии.

ЛИТЕРАТУРА

1. Чантурия, В. А. Механизмы дезинтеграции минеральных сред при воздействии мощных электромагнитных импульсов / В. А. Чантурия [и др.] // Известия РАН. Серия физическая. 2004. Т. 68. № 5. С.629-631.
2. Бунин И. Ж. Методы исследования: Дис... д-ра техн. наук. / И. Ж. Бунин. М.: ИПКОН РАН, 2009. 324 с. (диссертация)
3. Викторов С. Д. Развитие микротрещин при динамическом разрушении горных пород / С. Д. Викторов и др. // Известия РАН. Серия физическая. –2015. – Т. 79, № 6. – С. 829 – 831.

ВЛИЯНИЕ ЭНЕРГО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕЖИМОВ СВАРКИ ПОД ФЛЮСОМ, ИЗГОТОВЛЕННОГО ИЗ ШЛАКА ПРОИЗВОДСТВА СИЛИКОМАРГАНЦА, НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

А.Р. Михно, Н.А. Козырев, А.А. Усольцев, Р.А. Шевченко
ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет», г. Новокузнецк,
Россия

E-mail: mikno-mm131@mail.ru

Представлены основные результаты исследование влияния энерго - технологических режимов сварки под флюсом, изготовленным из шлака производства силикомарганца, на физико-механические свойства (временное сопротивление разрыву, предел текучести, относительное удлинение, ударная вязкость) сварного шва, полученного при автоматической сварке проволокой Св-08ГА низколегированной стали 09Г2С под данным флюсом.

Ключевые слова: сварка, сварочный флюс, техногенные отходы, шлак силикомарганца, временное сопротивление разрыву, предел текучести, относительное удлинение, ударная вязкость, механические свойства сварного соединения.

Введение

В настоящее время стратегическое развитие страны во многом определяется социально-экономическим развитием регионов. Особенностью Кемеровской области, как региона, является многочисленные горно-металлургические комплексы и, следовательно, большие запасы вторичного сырья, которые могут быть использованы в различных отраслях промышленности, в том числе и для изготовления материалов сварочного производства широкой номенклатуры. Одной из важнейших проблем государственного значения является локальное производство сварочных материалов из ресурсов РФ, поскольку существуют трудности в производстве номенклатуры сварочных материалов в России. Причиной этих трудностей является то, что сварочные компоненты, в большей своей части, находятся в странах ближнего и дальнего зарубежья, что приводит к истощению исходного сырья в России, ухудшению его качества и удорожанию сварочных материалов. Локальное производство сварочных материалов из сырья РФ обусловлено также устойчивым развитием важнейших отраслей промышленности, на которое не повлияют внешние воздействия, от необоснованных высоких цен на импортные сварочные материалы до санкций конкретных секторов промышленности.

Для проведения сварочных работ на сегодняшний день высокий спрос имеют сварочные флюсы, изготовленные на основе оксидов марганца типа АН-67, АН-348А, АН-39С [1-3]. В условиях СибГИУ проведен ряд работ по использованию в качестве аналогов таких сварочных флюсов шлака производства силикомарганца [4-9]. При этом существенное влияние на качественные показатели сварного шва оказывают режимы сварки. Целью данной работы является исследование влияния энерго - технологических режимов сварки под флюсом, изготовленным из шлака производства силикомарганца, на физико-механические свойства сварного шва, полученного при автоматической сварке проволокой Св-08ГА низколегированной стали 09Г2С под данным флюсом.

Методика проведения экспериментов.

Для проведения исследований влияния сварочно-технологических режимов на механические свойства сварного шва, был изготовлен сварочный флюс на основе шлака производства силикомарганца с химическим составом, мас. %: 0,42 FeO, 16,22 MnO, 29,00 CaO, 41,34 SiO₂, 6,53 Al₂O₃, 1,33 MgO, 0,24 S, 0,022 P, 0,008 ZnO, 0,031 C, 0,31 F, 0,15 TiO₂, 0,025 Cr₂O₃. Проведенные ранее исследования [10] показали, что для данных флюсов наиболее приемлемым является использование фракции 0,45-2,5мм. Для сварки были использованы пластины из стали 09Г2С толщиной 20мм. Сварка пластин производилась встык

без разделки кромок, сварочной проволокой Св-08ГА с помощью сварочного трактора АСАW-1250 с использованием изготовленного флюса. Для сравнения была проведена сварка пластин под флюсом АН-348.

Используемый флюс сушился в термической электропечи, в течение 2-х часов при температуре 300°С. Металлические пластины перед процессом наплавки очищались угловой шлифовальной машинкой. Удалялись с поверхности металлов средства консервации, загрязнения, ржавчина и оксидные пленки. После сварки визуальным методом изучалась поверхность металла шва и шлаковая корка с прилегающей ко шву стороны и определялся химический состав. При отработке технологии определяли концентрацию водорода в сварном шве. Измерения содержания водорода в сварном шве проводили на хромотографе «Газохром 3101».

Исследованы различные режимы сварки, обеспечивающие необходимую глубину провара и отсутствие внешних дефектов (пор, трещин, раковин). Режимы сварки образцов выбирались методом планирования эксперимента $3^{(3-1)}$ за основу взят режим 0: сила тока $I=700\text{A}$, напряжение $U=28\text{В}$, скорость сварки $v=30\text{ см/мин}$. Исследуемые режимы представлены в таблице 1.

Таблица 1 – Режимы сварки образцов

Номер эксперимента	Погонная энергия, Дж/см	Сила тока, А	Напряжение, В	Скорость сварки, см/мин
0	42000	700	28	30
1	36000	600	28	28
2	33750	600	30	32
3	38400	600	32	30
4	34125	650	28	32
5	39000	650	30	30
6	44571	650	32	28
7	39200	700	28	30
8	45000	700	30	28
9	42000	700	32	32

Результаты исследования и их обсуждение.

Химический состав шлаковых корок, флюсов определяли рентгенофлуоресцентном методом на спектрометре XRF-1800. Определение химического состава сварных швов определяли атомно-эмиссионным методом на спектрометре ДФС -71. В ряде образцов определение химического состава металла сварных швов проводили химическими методами: на содержание углерода по ГОСТ 12344-2003, серы по ГОСТ 12345-2001 и фосфора по ГОСТ 12347-77.

Содержание водорода в сварных швах (таблице 2) указывает, что при прочих равных условиях, концентрация водорода зависит от силы тока, напряжения и скорости сварки. Все отобранные пробы удовлетворяют требованиям по содержанию водорода - концентрация водорода во всех пробах менее 2 см³/100г.

Химический состав исследуемых сварных образцов и параметры концентрации водорода приведены в таблице 2.

Механические свойства исследуемых образцов представлены в таблице 3.

Таблица 2 – Химический состав сварных швов

№ образца	Массовая доля элементов, мас. %											Н, см ³ /100г
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Ti	Mo	Al	S	P	
0	0,11	0,41	1,16	0,05	0,31	0,15	0,002	0,10	0,009.	0,014	0,014	1,1
1	0,07	0,48	1,24	0,05	0,43	0,16	0,001	0,14	0,012	0,013	0,016	1,2
2	0,08	0,54	1,38	0,06	0,28	0,17	0,003	0,08	0,018	0,014	0,014	1,1
3	0,08	0,51	1,31	0,06	0,32	0,15	0,001	0,10	0,014	0,014	0,013	1,4
4	0,08	0,49	1,20	0,05	0,45	0,17	0,002	0,16	0,013	0,011	0,015	1,1
5	0,07	0,50	1,26	0,05	0,43	0,17	0,003	0,14	0,002	0,012	0,018	1,1
6	0,07	0,49	1,25	0,05	0,40	0,16	0,002	0,13	отс.	0,012	0,015	1,0
7	0,09	0,50	1,23	0,04	0,41	0,13	0,001	0,14	0,014	0,011	0,011	1,3
8	0,09	0,50	1,31	0,06	0,31	0,17	0,001	0,09	0,019	0,014	0,013	1,0
9	0,07	0,53	1,27	0,05	0,37	0,15	0,002	0,12	0,010	0,015	0,016	0,9

Таблица 3 – Механические свойства сварных швов

№ эксперимента	Временное сопротивление разрыву σ_b , Н/мм ²	Предел текучести условный, σ_t , Н/мм ²	Относительное удлинение δ , %	KCV +20°C	KCV -20°C
0	576	482	21	<u>68*</u> 63-75**	<u>22,3*</u> 20-26**
1	563	470	21	<u>59,6</u> 49-81	<u>20,3</u> 15-31
2	582	481	22	<u>64,3</u> 60-69	<u>20,6</u> 17-25
3	560	430	21	<u>66,3</u> 52-77	<u>32</u> 27-35
4	570	459	21	<u>59,33</u> 56-62	<u>30</u> 27-32
5	570	466	22	<u>67,3</u> 59-73	<u>32</u> 31-33
6	563	462	21	<u>59,3</u> 53-65	<u>29,6</u> 27-34
7	572	456	21	<u>70,6</u> 63-85	<u>30,6</u> 27-33
8	570	464	21	<u>58,3</u> 53-67	<u>29,3</u> 23-33
9	553	440	22	<u>62</u> 55-68	<u>23,3</u> 18-27
Флюс АН-348А (Образец сравнения)	543	368	25	<u>55</u> 52-58	<u>18</u> 16-21
Сталь 09Г2С по ГОСТ 19282-73	≥470	≥325	≥21	≥59	≥34

* - средние значения; ** - минимальные и максимальные значения.

Заключение

По результатам проведенных исследований установлено положительное влияние использования в качестве флюса шлак производства силикомарганца на механические свойства сварного шва. Все образцы имеют высокие показатели по механическим свойствам что в свою очередь указывает на хорошие сварочные свойства изучаемого флюса.

ЛИТЕРАТУРА

1. Болдырев, А. М. Модифицирование металла шва при сварке низколегированных сталей под флюсом: монография / А. М. Болдырев, Д. А. Гущин. - Воронеж: ФГБОУ ВО «Воронежский государственный технический университет», 2017. - 140с
2. Сварочные материалы для дуговой сварки : справочное пособие. В 2 томах. Т. 1. Защитные газы и сварочные флюсы / Б.П. Конищев, С.А. Курланов, Н.Н. Потапов и др. ; под общ. ред. Н.Н. Потапова. – Москва : Машиностроение, 1989 – С. 104.
3. Влияние состава флюса на механические свойства и содержание неметаллических включений в сварных швах при сварке судостроительных сталей. //В.Ф. Игушев, В.И. Веревкин, И.В. Безсмолова и др. // Балтийский морской форум. Материалы VI Международного Балтийского форума 3-5 сентября 2018г.- С. 157-163.
4. Разработка новых сварочных флюсов на основе шлака силикомарганца / Н. А. Козырев, Р. Е. Крюков, А. А. Усольцев, А. Р. Михно, Л. П. Бащенко // Сварка и контроль – 2018 : материалы международной научно-технической конференции, посвященной 130-летию изобретения Н. Г. Славяновым электродуговой сварки плавящимся электродом, 18-21 сентября 2018 г. – Пермь, 2018. – С. 168–182. – Библиогр.: с. 179
5. Свойства наплавочных флюсов, на основе шлака силикомарганца / А. Р. Михно, Е. К. Кречетов, И. А. Евсюков, П. В. Киселев, А. А. Тюрин ; науч. рук. Н. А. Козырев // Наука и молодежь: проблемы, поиски, решения : труды Всероссийской научной конференции студентов, аспирантов и молодых ученых, 19–21 мая 2020 г. – Новокузнецк : Изд. центр СибГИУ, 2020. – Вып. 24, ч. 1 : Естественные и технические науки. – С. 295–298. – Библиогр.: с. 298 (3 назв.).
6. Выбор энерго-технологических режимов сварки под флюсом, изготовленным из шлака производства силикомарганца для деталей горношахтного оборудования / Н.А. Козырев, А.А. Усольцев, Р.Е. Крюков, А.Р. Михно // Наукоемкие технологии разработки и использования минеральных ресурсов : научный журнал. – 2020. – № 6. – С. 175–180.
7. Использование белого ковшевого электросталеплавильного шлака и шлака производства силикомарганца при изготовлении сварочных флюсов / А. Р. Михно, Н. А. Козырев, Р. Е. Крюков, А. А. Усольцев // Перспективы развития металлургии и машиностроения с использованием завершенных фундаментальных исследований и НИОКР; ФЕРРОСПЛАВЫ : труды научно-практической конференции с международным участием и элементами школы молодых ученых. – Екатеринбург, 2018. – С. 322–325. – Библиогр.: с. 325
8. Использование барий-стронциевого модификатора и шлака производства силикомарганца при изготовлении сварочных флюсов / Р. Е. Крюков, А. Р. Михно, Н. А. Козырев, А. А. Усольцев // Перспективы развития металлургии и машиностроения с использованием завершенных фундаментальных исследований и НИОКР; ФЕРРОСПЛАВЫ : труды научно-практической конференции с международным участием и элементами школы молодых ученых. – Екатеринбург, 2018. – С. 326–330. – Библиогр.: с. 329
9. Пат. МПК8 В23 К35/362 Флюс для механизированной сварки и наплавки сталей/ Уманский А.А., Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Думова Л.В., Козырева О.А., Усольцев А.А., Михно А.Р.; ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет».- № 2018119045/02(029919), Заявл. 23.05.2018.
10. Крюков Н.Е., Козырева О.Е., Крюков Р.Е., Козырев Н.А., Усольцев А.А. / Производство новых сварочных флюсов на основе шлака силикомарганца// Сварочное производство. – 2017. - № 5. – С. 42-48.

МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ СВАРКИ И СОЕДИНЕНИЯ

А. Н. Гостевская*, А. В. Маркидонов

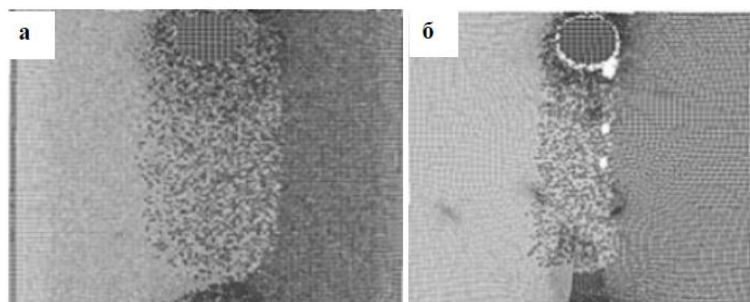
Сибирский Государственный Индустриальный Университет, г. Новокузнецк

*E-mail: lokon1296@mail.ru

Проведенное теоретическое исследование показало, что прогнозирование поведения материала при сварке методом моделирования молекулярной динамики является актуальным и востребованным, и экономически выгодным на сегодняшний день.

Ключевые слова: Сварка, молекулярно-динамическое моделирование, проекция атомов, наносоединения.

Сварка трением с перемешиванием в основном использует преобразование механической энергии в тепло на стыках стыков. Обычным методом, используемым в этой технике, является вращение одного из соединяемых материалов, в этом случае другой материал удерживается в неподвижном положении, в то время как вращающиеся материалы оказывают давление на удерживаемый [1]. Этот процесс создаст достаточное трение, чтобы произвести необходимое тепло для деформации границ раздела материалов, и тогда может быть произведен процесс соединения. Сварка трением с перемешиванием – это сложный процесс соединения, который используется для соединения различных размеров и форм и включает не только давление и температуру, но и скорость вращения инструмента. Некоторые недавние работы по сварке трением с перемешиванием также используют молекулярно-динамическое моделирование для объяснения поведения материала в атомном масштабе. Дмитриев А. И. и др. выполнили молекулярно-динамическое моделирование, чтобы изучить образцы микроструктуры во время сварки [2]. Они показали, что после прохождения вращающихся инструментов по границе возникла сложная конфигурация, состоящая из смеси атомов железа и меди. Есть замены атомов Cu на атомы Fe, и наоборот, как показано в подробном анализе полученной структуры. Проекцию атомов можно увидеть на рисунок 1.



а – 500 м/с $\Omega = 0$, 1ps-1; б – 100 М / S и $\Omega = 0$, 1ps-1

Рисунок 1 – Проекция атомов при разной скорости

Интенсивное исследование сварки трением с перемешиванием при применении молекулярно-динамического моделирования, также проведенное Никоновым А. Ю. [3]. Они смоделировали два кристаллита меди, кристаллиты меди и железа и два кристаллита алюминия, каждый из которых будет смоделирован для соединения с использованием техники сварки трением с перемешиванием. Из процесса соединения этих трех кристаллитов результаты моделирования показали, что при определенных условиях нагрузки при прохождении инструмента существует область, в которой исходное положение кристаллической решетки могли бы занимать атомы. Показано, что существует влияние

дополнительного колебательного воздействия на движущийся инструмент на структуру сварных соединений.

Одним из важных явлений в сварке трением с перемешиванием является массоперенос, который исследовали Коноваленко И. С. и др. [4]. Механически активируемые процессы неразрывно связаны с интенсивным образованием несплошностей, массопереносом и структурными дефектами разного масштаба. Они проверили два основных параметра, задействованных в сварке трением с перемешиванием, а именно скорость движения и угловую скорость инструмента. Если скорость движения увеличивается, а угловая скорость инструмента уменьшается, то глубина проникновения атомов в противоположный кристалл уменьшается. В случае, если амплитуда угловой скорости инструмента повлияет на увеличение взаимного проникновения Никонов А. Ю. и др. [5] обнаружили аналогичное влияние амплитуды вибрации на свариваемых металлов с помощью сварки трением с перемешиванием. Помимо этого, по мере того, как инструмент проходит вдоль линии сварного шва, кристаллическая структура материала перестраивается и восстанавливает свой обычный порядок в последующем за счет смещения их поверхностных атомов. В дальнейшем исследовании, проведенном Коноваленко И. С. и др. [6], которые продемонстрировали, что применение вспомогательного вибрационного воздействия к вращающимся инструментам снижает сопротивление движению инструмента на 15% и снижает скорость его роста. Таким образом, ученые показывают возможность регулировки параметров процесса сварки трением с перемешиванием при подаче вспомогательной энергии.

Линейная сварка трением – это эффективный технологический процесс сварки давлением, позволяющий объединять материалы в твердую фазу. Для выполнения линейной сварки трением необходимы два шага, которые включают возвратно-поступательное движение и приложенное давление. Во-первых, два компонента / материала должны совершать возвратно-поступательное движение вместе в разных линейных направлениях с определенным давлением. Этот процесс трения выделяет тепло для процесса склеивания. Когда заготовки достигают определенного состояния по своим металлургическим характеристикам, достаточного для процесса соединения, к деталям прикладывается определенное давление, и выполняется успешный процесс линейной сварки трением, и создается связь [7 – 11]. Хотя для изучения явлений и свойств линейной сварки трением было проведено много видов исследований, существуют некоторые физические явления и коррелированные свойства диффузией атомов в линейной сварке трением, которые четко не наблюдаются. В таком ограничении важную роль играет моделирование молекулярной динамики.

Используя моделирование молекулярной динамики, Цзяо З. и др. [12] провели интенсивное исследование свойств линейной сварки трением, особенно шероховатости поверхности и параметров пор систем Ni и Al. Результаты их моделирования продемонстрировали процесс линейной сварки трением на атомных масштабах, включающий шероховатые поверхности и поры. Во время процесса шероховатые поверхности постепенно выравниваются, и на окончательную структуру сварного шва в основном влияет более твердый материал, которым в данном случае является никель. Между тем, в случае с порами закрытие пор происходит во время процесса линейной сварки трением. Закрытие пор алюминиевого сляба способствует диффузия атомов, в то время как никелевый сляб происходит на стадииковки, и на него в основном влияет деформация поверхности раздела материалов. На рисунке 2 показан процесс и конфигурация системы Ni-Al с шероховатой поверхностью и порами.

В разных исследованиях Сунга С. и др. [7] изучали линейную сварку трением между разнородными сплавами на основе Ti. Их смоделированная система сплавов на основе Ti была создана на шероховатых поверхностях. Диффузионное поведение, продемонстрированное их моделированием, показало, что тепло, выделяемое на границе раздела двух трущихся плит, усиливается временем трения, которое вначале возникает, а затем колеблется. Более того,

давление и возвратно-поступательное движение заставляют большое количество атомов вытесняться из границы раздела.

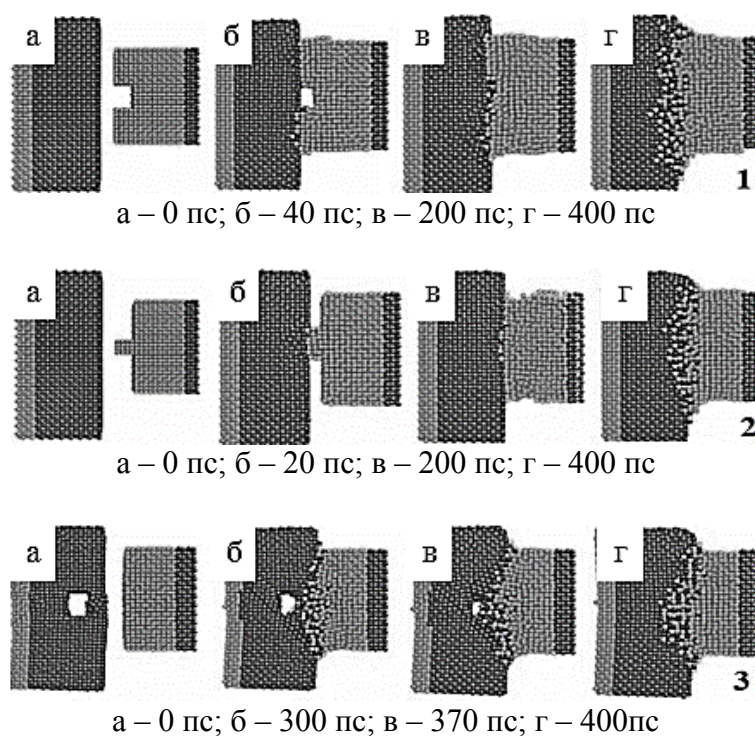
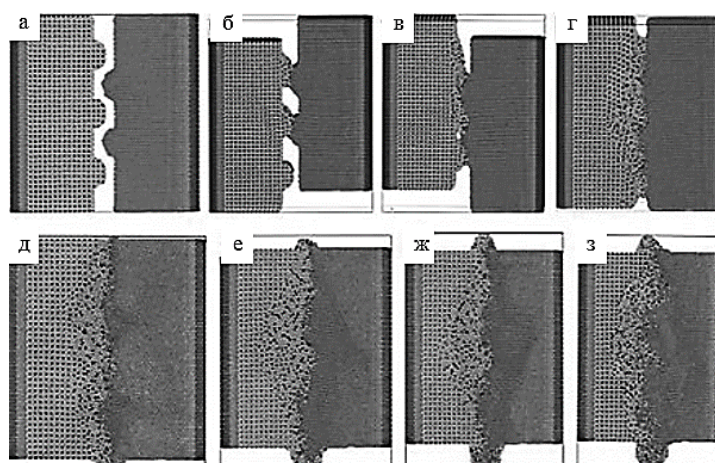


Рисунок 2 – Процесс и конфигурация поперечного сечения линейной сварки трением

Также показано, что при этом происходят искаженная плотноупакованная структура идеальной гексагональной структуры и постепенная деформация исходной структуры на дальний порядок. Поведение атомной диффузии во время процесса расходится с направлением, и атомы Ti показали более высокий коэффициент диффузии по сравнению с атомами Al, на который влияет его температура плавления. На рисунке 3 показан процесс линейной сварки трением.



а – $T=0$ пс; б – $T=5$ пс; в – $T=15$ пс; г – $T=76$ пс; д – $T=200$ пс;
е – $T=500$ пс; ж – $T=800$ пс; з – $T=1200$ пс

Рисунок 3 – Моделирование процесса линейной сварки трением

ЛИТЕРАТУРА

1. American Welding Society. Welding Handbook : Welding Technology / Miami : American Welding Society (AWS). – 1998. – Vol. 1, № 8. – 550 p.
2. Dmitriev A. I. Study patterns of microstructure formation during friction stir welding / A. I. Dmitriev, E. A. Kolubaev, A. Y. Nikonov, V E Rubstob, S. G. Psakhie // Proc. XLII Int. Summer Sch. APM, 2014 – 2014. – Pp. 10 – 16
3. Nikonov, A. Y. Features of interface formation in crystallites under mechanically activated diffusion. A molecular dynamics study. / A. Y. Nikonov, A. I. Dmitriev, I. S. Konovalenko [et al.] // Proceedings of the 8th International Conference on Computational Plasticity – Fundamentals and Applications, COMPLAS 2015. International Center for Numerical Methods in Engineering. – 2015. – Pp. 982 – 991
4. Konovalenko, I. Mass Transfer at Atomic Scale in MD Simulation of Friction Stir Welding / I. Konovalenko, I. S. Konovalenko, A. Dmitriev [et al.] // Key Engineering Materials. – 2016. – Vol. 683. – Pp. 626–631 USL.: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.683.626>.
5. Nikonov, A. Y. Molecular dynamics study of lattice rearrangement under mechanically activated diffusion / A. Y. Nikonov, I. S. Konovalenko, A. I. Dmitriev // Physical mesomechanics. – 2016. – Vol. 19, №1. – Pp. 77 – 85 USL.: <https://doi.org/10.1134/S1029959916010082>.
6. Konovalenko, I. S. Molecular dynamics modelling of bonding two materials by atomic scale friction stir welding / I. S. Konovalenko, I. S. Konovalenko S. G. Psakhie // AIP Conference Proceedings. – 2017. – Vol. 020092. – P. 020092.
7. Song, C. Molecular dynamics simulation of linear friction welding between dissimilar Ti-based alloys / C. Song, T. Lin, P. He et al. // Computational Materials Science. – 2014. – Vol. 83. – Pp. 35 – 38. USL.: <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2013.11.013>.
8. Vairis, A. On the extrusion stage of linear friction welding of Ti6Al4V / A. Vairis, M. Frost // Materials science and engineering: A. – 1999. – Vol. 271, № 1 – 2. – Pp. 477 – 484 USL.: [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(99\)00449-9](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(99)00449-9)
9. Ямилева, А. М. Построение двумерной модели процесса линейной сварки трением с учетом этапа проковки / А. М. Ямилева, А. Ю. Медведев, И. Ш. Насибуллаев и др. // Уфа : УГАТУ. – 2012. – Т.16, №7 (52). – С. 117 – 121.
10. Sorina-Muller, J. FEM simulation of the linear friction welding of titanium alloys – J. Sorina-Muller, M. Rettenmayr, D. Schneefeld [et al.] // Computational Materials Science. – 2010. – Vol. 48, №4. – Pp. 749 – 758.
11. Jiao, Z. Molecular dynamics simulation of the effect of surface roughness and pore on linear friction welding between Ni and Al / Z. Jiao, C. Song, T. Lin, P. He // Computational Materials Science. – 2011. – Vol. 50, №12. – Pp. 3385–3389. USL.: <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2011.06.033>.
12. Jiao, Z. Molecular dynamics simulation of the effect of surface roughness and pore on linear friction welding between Ni and Al / Z. Jiao, C. Song, T. Lin, P. He // Computational Materials Science. – 2011. – Vol. 50, №12. – Pp. 3385–3389. USL.: <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2011.06.033>.

ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ $\text{SnO}_2\text{-In}_2\text{O}_3\text{-Ag-N}$, ПОЛУЧЕННЫХ КОМБИНИРОВАННЫМ МЕТОДОМ

Д. А. Романов*, В. В. Почетуа, С. В. Московский, В. Е. Громов
Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия
*E-mail: romanov_da@physics.sibsiu.ru

В настоящем материале сообщается об изучении фазового состава покрытий системы $\text{SnO}_2\text{-In}_2\text{O}_3\text{-Ag-N}$. Покрытия были получены комбинированным методом, включающим трехстадийную обработку. На первой стадии выполнялось электровзрывное напыление, на второй – электронно-пучковая обработка, на третьей – азотирование. Примененная обработка позволяет добиться точного регулирования фазового состава.

Ключевые слова: электрический контакт, электровзрывное напыление, электронно-пучковая обработка, оксид олова, оксид индия, серебро, азот, фазовый состав.

В настоящей работе применена комбинация режимов трехстадийной обработки медных электрических контактов. На первой стадии выполнялось электровзрывное напыление, на второй – электронно-пучковая обработка, на третьей – азотирование. Детализация используемых установок, режимов формирования покрытий и марки электрических контактов в настоящее время не приведены для обеспечения патентной чистоты.

Полученные результаты исследования фазового состава приведены в таблице.

Таблица – Фазовый состав покрытий системы $\text{SnO}_2\text{-In}_2\text{O}_3\text{-Ag-N}$

Номер режима обработки	Фазовый состав, масс. %			
	Ag	SnO_2	In_2O_3	N
1	35	32,5	27,625	4,875
2	38	31	26,35	4,65
3	42	29	24,65	4,35
4	46	27	22,95	4,05
5	50	25	21,25	3,75
6	54	23	19,55	3,45
7	58	21	17,85	3,15
8	62	19	16,15	2,85
9	66	17	14,45	2,55
10	70	15	12,75	2,25
11	74	13	11,05	1,95
12	78	11	9,35	1,65
13	82	9	7,65	1,35
14	86	7	5,95	1,05
15	90	5	4,25	0,75
16	94	3	2,55	0,45
17	95	2,5	2,125	0,375

Анализ таблицы показал, что примененная обработка позволяет точно регулировать фазовый состав покрытий. Это дает потенциальную возможность использовать покрытия данной системы для упрочнения электрических контактов различной номенклатуры.

Исследование выполнено при поддержке гранта Российского научного фонда (проект № 20-79-00141).

ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ MoC-Mo₂C-Ag-N, ПОЛУЧЕННЫХ КОМБИНИРОВАННЫМ МЕТОДОМ

Д. А. Романов^{1*}, В. В. Почетуха¹, С. В. Московский¹, В. Е. Громов¹

¹Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

*E-mail: romanov_da@physics.sibsiu.ru

В настоящем материале сообщается об изучении фазового состава покрытий системы MoC-Mo₂C-Ag-N. Покрытия были получены комбинированным методом, включающим трехстадийную обработку. На первой стадии выполнялось электровзрывное напыление, на второй – электронно-пучковая обработка, на третьей – азотирование. Примененная обработка позволяет добиться точного регулирования фазового состава.

Ключевые слова: электрический контакт, электровзрывное напыление, электронно-пучковая обработка, карбид вольфрама, серебро, азот, фазовый состав.

В настоящей работе применена комбинация режимов трехстадийной обработки медных электрических контактов. На первой стадии выполнялось электровзрывное напыление, на второй – электронно-пучковая обработка, на третьей – азотирование. Детализация используемых установок, режимов формирования покрытий и марки электрических контактов в настоящее время не приведены для обеспечения патентной чистоты.

Полученные результаты исследования фазового состава приведены в таблице.

Таблица – Фазовый состав покрытий системы MoC-Mo₂C-Ag-N

Номер режима обработки	Фазовый состав, масс. %			
	Ag	MoC	Mo ₂ C	N
1	35	32,5	27,625	4,875
2	38	31	26,35	4,65
3	42	29	24,65	4,35
4	46	27	22,95	4,05
5	50	25	21,25	3,75
6	54	23	19,55	3,45
7	58	21	17,85	3,15
8	62	19	16,15	2,85
9	66	17	14,45	2,55
10	70	15	12,75	2,25
11	74	13	11,05	1,95
12	78	11	9,35	1,65
13	82	9	7,65	1,35
14	86	7	5,95	1,05
15	90	5	4,25	0,75
16	94	3	2,55	0,45
17	95	2,5	2,125	0,375

Анализ таблицы показал, что примененная обработка позволяет точно регулировать фазовый состав покрытий.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – докторов наук МД-486.2020.8.

ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Cd-AgCd₃-Ag-N, ПОЛУЧЕННЫХ КОМБИНИРОВАННЫМ МЕТОДОМ

Д. А. Романов^{1*}, В. В. Почетуха¹, С. В. Московский¹, В. Е. Громов¹

¹Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

*E-mail: romanov_da@physics.sibsiu.ru

В настоящем материале сообщается об изучении фазового состава покрытий системы Cd-AgCd₃-Ag-N. Покрытия были получены комбинированным методом, включающим трехстадийную обработку. На первой стадии выполнялось электровзрывное напыление, на второй – электронно-пучковая обработка, на третьей – азотирование. Примененная обработка позволяет добиться точного регулирования фазового состава.

Ключевые слова: электрический контакт, электровзрывное напыление, электронно-пучковая обработка, кадмий, серебро, азот, фазовый состав.

В настоящей работе применена комбинация режимов трехстадийной обработки медных электрических контактов. На первой стадии выполнялось электровзрывное напыление, на второй – электронно-пучковая обработка, на третьей – азотирование. Детализация используемых установок, режимов формирования покрытий и марки электрических контактов в настоящее время не приведены для обеспечения патентной чистоты.

Полученные результаты исследования фазового состава приведены в таблице.

Таблица – Фазовый состав покрытий системы Cd-AgCd₃-Ag-N

Номер режима обработки	Фазовый состав, масс. %			
	Ag	Cd	AgCd ₃	N
1	35	32,5	27,625	4,875
2	38	31	26,35	4,65
3	42	29	24,65	4,35
4	46	27	22,95	4,05
5	50	25	21,25	3,75
6	54	23	19,55	3,45
7	58	21	17,85	3,15
8	62	19	16,15	2,85
9	66	17	14,45	2,55
10	70	15	12,75	2,25
11	74	13	11,05	1,95
12	78	11	9,35	1,65
13	82	9	7,65	1,35
14	86	7	5,95	1,05
15	90	5	4,25	0,75
16	94	3	2,55	0,45
17	95	2,5	2,125	0,375

Анализ таблицы показал, что примененная обработка позволяет точно регулировать фазовый состав покрытий.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Гранта РФФИ в рамках научного проекта № 20-08-00044.

ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОЕ ГАФНИЕВОЕ ПОКРЫТИЕ НА ТИТАНОВОМ ИМПЛАНТАТЕ, МОДИФИЦИРОВАННОЕ ИОНАМИ АЗОТА И ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКОЙ

К. В. Соснин^{1*}, Д. А. Романов¹, С. Ю. Пронин¹, В. Е. Громов¹

¹Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

*E-mail: k.sosnin@mail.ru

В настоящем исследовании предложен новый метод повышения механических характеристик титановых имплантатов. Для этого использовалась комбинированная обработка, включающая электровзрывное напыление гафниевого покрытия и последующую электронно-пучковую обработку, совмещенную с азотированием. Все проведенные исследования выполнены на современном оборудовании.

Ключевые слова: биоинертное покрытие, структура, механические свойства, пролиферативная активность фибробластов, противомикробная активность, гафний, титан, азот, электровзрывное напыление, электронно-пучковая обработка.

В настоящем исследовании предложен новый метод повышения механических характеристик титановых имплантатов. Для этого использовалась комбинированная обработка, включающая электровзрывное напыление гафниевого покрытия и последующую электронно-пучковую обработку, совмещенную с азотированием. Электровзрывное напыление производилось в режимах, обеспечивающих формирование микрорельефа на границе с титановой подложкой. Электронно-пучковая обработка поверхности гафниевого покрытия позволила обеспечить его гладкую поверхность, а также наноструктурировать покрытие. Гладкая поверхность делает покрытие более коммерчески выгодным для продажи медицинских изделий, а наноструктурирование обеспечивает высокий уровень механических и биологических свойств. Полученное покрытие системы Ti-Hf-N способствует увеличению износостойкости в 17,4 раз и одновременному повышению коэффициента трения на 7 %. Также покрытие обеспечивает повышение нанотвердости в 2,05 раза и повышенные модуля Юнга на 13 % по сравнению со сплавом ВТ6. Азотирование позволило упрочнить гафниевое покрытие нитридами. В покрытии толщиной 40 – 50 мкм гафний распределен однородно и представлен в виде фаз HfN, Hf и HfTiN₂. Произведено сравнение формирующихся в покрытии фаз и структурных составляющих поверхности покрытий в зависимости от режима обработки. После комбинированной обработки поверхность покрытия представлена тремя различными структурными составляющими. В качестве биологических свойств покрытия в настоящем исследовании были изучены пролиферативная активность фибробластов и противомикробная активность. Структура покрытия изучена методами современного физического материаловедения. Проведенный комплексный анализ позволяет рекомендовать полученное покрытие для последующих испытаний на опытных животных и дальнейшего коммерческого производства упрочненных титановых имплантатов.

Проведенный комплекс исследований позволяет сделать следующие основные краткие выводы по проделанной работе.

1. Создано покрытие на основе гафния, азота и титана.
2. Покрытие обладает высокими механическими свойствами.
3. Пролиферативная активность фибробластов и противомикробная активность для покрытия приемлемые.
4. Покрытие рекомендовано для использования на поверхности титановых имплантатов.
5. Имплантат с электровзрывным гафниевым покрытием коммерчески пригоден.

Исследование выполнено при поддержке гранта Российского научного фонда (проект № 19-79-00016).

ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ МОЛИБДЕНА И ТИТАНА ДЛЯ МЕДИЦИНСКИХ ПРИМЕНЕНИЙ

К. В. Соснин^{1*}, Д. А. Романов¹, С. Ю. Пронин¹, В. Е. Громов¹

¹Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

*E-mail: k.sosnin@mail.ru

В настоящем материале сообщается об изучении фазового состава электровзрывных покрытий на основе молибдена и титана для медицинских применений. Покрытия были получены экологически безопасным и перспективным методом электровзрывного напыления. Примененная обработка позволяет добиться точного регулирования фазового состава.

Ключевые слова: биоинертное покрытие, фазовый состав, молибден, титан, электровзрывное напыление.

В настоящей работе использовался метод электровзрывного напыления для получения покрытий на основе молибдена и титана. Детализация используемой установки, режимов формирования покрытий и марки имплантатов в настоящее время не приведены для обеспечения патентной чистоты.

Полученные результаты исследования фазового состава приведены в таблице.

Таблица – Фазовый состав электровзрывных покрытий на основе молибдена и титана

Номер режима обработки	Фазовый состав, масс. %	
	Mo	Ti
1	5	95
2	10	90
3	15	85
4	20	80
5	25	75
6	30	70
7	35	65
8	40	60
9	45	55
10	50	50
11	55	45
12	60	40
13	65	35
14	70	30
15	75	25
16	80	20
17	95	5

Анализ таблицы показал, что примененная обработка позволяет точно регулировать фазовый состав. В будущем это позволит использовать предлагаемый метод напыления покрытий для коммерческого использования в имплантатах различной конструкции.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – кандидатов наук МК-5585.2021.4.

МОДИФИКАЦИЯ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ ПРИ ЛАЗЕРНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

И. Е. Пермякова^{1*}, А. А. Иванов², А. В. Шеляков²

¹Федеральное государственное унитарное предприятие "Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина", Москва, Россия

²Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего профессионального образования "Национальный исследовательский ядерный университет МИФИ", Москва, Россия

*E-mail: inga_perm@mail.ru

Разработаны режимы лазерного воздействия для получения нескольких вариантов композитов на основе аморфных сплавов (АС) с чередованием по поверхности и в объеме лент АС кристаллических и аморфных составляющих. Изучено влияние лазерного облучения на твердость и структуру АС системы Co-Fe-Cr-Si-B.

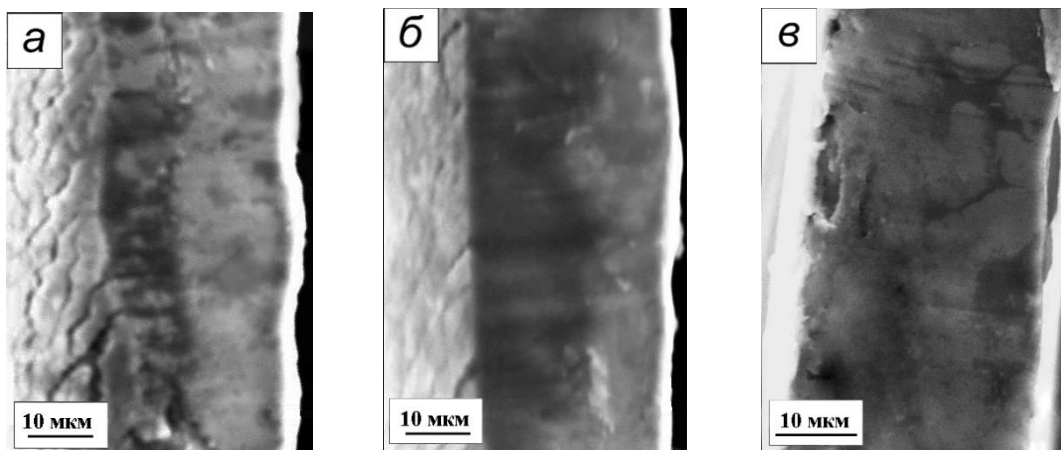
Ключевые слова: аморфный сплав, лазерное облучение, твердость, композит.

Введение. Применение лазерного излучения уже давно является востребованной технологией модификации структуры материалов и получения уникального комплекса свойств за счет особых возможностей (сфокусированность лазерного пучка, высокие мощности и плотности потока энергии, сверхбыстрые скорости нагрева/охлаждения и т.д.) [1, 2]. В настоящее время одним из перспективных научных направлений является получение композитов на основе быстрозакаленных АС при лазерной обработке [3–5].

Материалы и методика. В качестве объекта исследования взят АС $\text{Co}_{28.2}\text{Fe}_{38.9}\text{Cr}_{15.4}\text{Si}_{0.3}\text{B}_{17.2}$ толщиной ~ 25 мкм и шириной ~ 1 см, полученный методом спиннингования. Облучение проводили эксимерным ультрафиолетовым KrF лазером серии CL-7100, работающим в импульсном режиме с длиной волны $\lambda = 248$ нм и длительностью импульса $\tau = 20$ нс. Проведенное в более ранней работе [6] компьютерное моделирование температурных полей в ленточных АС при импульсном облучении позволило оптимизировать режимы их лазерной обработки с целью создания новых композиционных материалов. Микротвердость по Виккерсу HV образцов оценивали при индентировании на твердомере ПМТ-3М. Эволюцию структуры АС контролировали просвечивающей электронной микроскопией (ПЭМ) на микроскопе JEM 2100. Фрактографию и морфологию поверхности облученных АС изучали с привлечением растровой электронной микроскопии на установке JSM 35C.

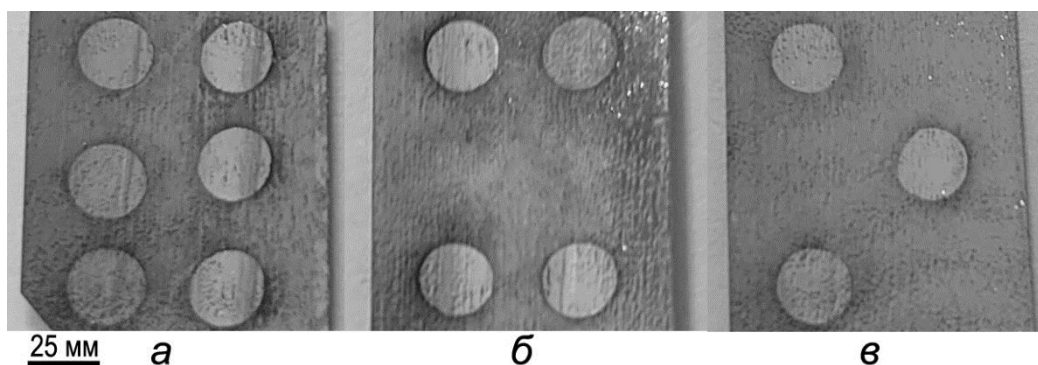
Результаты и обсуждение. Путем варьирования количества импульсов n (от 1 до 1000 с шагом 100) при сохранении остальных параметров лазерной установки постоянными (частоты следования $f = 2$ Гц, энергии импульса $E_i = 150$ мДж, плотности энергии $W = 0.6$ Дж/см²) удалось получить различную степень закристаллизованности АС – композитные материалы с тонкими кристаллическими слоями на поверхности АС; "сэндвичные" модификации с чередующимися аморфными / кристаллическими слоями; полностью кристаллические сплавы (рисунок 1).

Кроме того, получены композиты путем формирования через круговую диафрагму облученных зон на поверхности аморфных лент (рисунок 1) при площади кругового пятна $S = 7$ мм², $n = 500$, $f = 2$ Гц, $E_i = 150$ мДж, $W = 0.6$ Дж/см². Данные зоны были распределены в строго заданном геометрическом порядке: плотно покрытый, полосовой, шахматный (рисунок 2). Совокупность указанных значений лазера позволяет перевести зону облучения в нанокристаллическое состояние на глубину не менее половины толщины ленты.



а, б – частично закристаллизованный (30 % и 50 %, соответственно), *в* – полностью закристаллизованный

Рисунок 1 – Фрактография АС Co-Fe-Cr-Si-B после лазерного облучения



плотно покрываемый (*а*), полосовой (*б*), шахматный (*в*).

Рисунок 2 – Виды селективного облучения лент АС

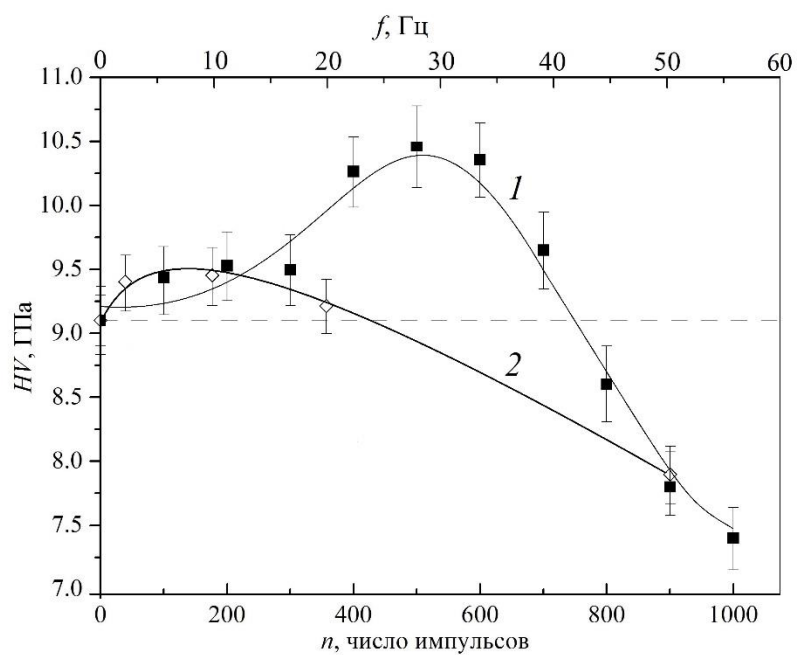


Рисунок 3 – Поведение микротвердости АС $\text{Co}_{28.2}\text{Fe}_{38.9}\text{Cr}_{15.4}\text{Si}_{0.3}\text{B}_{17.2}$ от степени облучения: от числа импульсов – кривая 1, от частоты следования импульсов – кривая 2.

Показано, что зависимость микротвердости АС $\text{Co}_{28,2}\text{Fe}_{38,9}\text{Cr}_{15,4}\text{Si}_{0,3}\text{B}_{17,2}$ от количества импульсов при лазерной обработке изменяется немонотонно (рисунок 3, кривая 1). Такое поведение $HV(n)$ связано с постепенным переходом от структурной релаксации в АС (с изменением лишь локального композиционного и топологического упорядочения) к кристаллизации (с зарождением и выделением кристаллических фаз, ростом зерен) при лазерной обработке. Максимум HV при $n = 500$ приходится на состояние с оптимальным распределением нанокристаллов $\alpha\text{-Co}$ и $\alpha\text{-Fe}$ в аморфной матрице. Последующее разупрочнение связано с выделением боридов и полной кристаллизацией АС.

Эволюция структуры АС после лазерной обработки представлена в таб. 1 на основании детальных ПЭМ-исследований.

Таблица 1 – Фазовые превращения в АС $\text{Co}_{28,2}\text{Fe}_{38,9}\text{Cr}_{15,4}\text{Si}_{0,3}\text{B}_{17,2}$ после облучения ($f = 2$ Гц, $E_i = 150$ мДж, $W = 0.6$ Дж/см²).

Число импульсов	Фазовый состав
$0 \leq n \leq 300$	А
$300 < n \leq 500$	А + $\alpha\text{-Co}$ + $\alpha\text{-Fe}$
$n \geq 600$	$\alpha\text{-Co}$ + $\beta\text{-Co}$ + $\alpha\text{-Fe}$ + Co_2B + Fe_2B
Примечание: А – аморфная фаза	

Установлено, что лазерное облучение в диапазоне $2 \text{ Гц} \leq f \leq 20 \text{ Гц}$ (при $n = 100$, $W = 0.6$ Дж/см², $E_i = 150$ мДж) способно улучшить и поддерживать высокие значения микротвердости АС $\text{Co}_{28,2}\text{Fe}_{38,9}\text{Cr}_{15,4}\text{Si}_{0,3}\text{B}_{17,2}$ при сохранении аморфности в структуре (рисунок 3, кривая 2).

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 20-08-00341 "А").

ЛИТЕРАТУРА

1. Евтихий Н. Н. Лазерные технологии: учебное пособие / Н. Н. Евтихий, О. Ф. Очин, И. А. Бегунов. Долгопрудный: Интеллект, 2020. 240 с.
2. Лазерные технологии обработки материалов: современные проблемы фундаментальных исследований и прикладных разработок. / В. Я. Панченко [и др.]. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2009. 664 с.
3. Jiao Y. Softening and hardening on a Zr-based bulk metallic glass induced by nanosecond laser surface melting / Y. Jiao [et al.] // Mater. Sci. Eng., A. 2021. V. 803. N. 140497. P. 1–13.
4. Gao X. Selective laser melting of CuZr-based metallic glass composites / X. Gao [et al.] // Mater. Lett. 2020. V. 259. N. 126724. P. 1–3.
5. Пермякова И. Е. Влияние лазерного излучения на структуру и свойства аморфных сплавов (ОБЗОР) / И. Е. Пермякова // Изв. РАН. Сер. физ. 2018. Т. 82. № 9. С. 1197–1206.
6. Пермякова И. Е. Моделирование тепловых полей в аморфных сплавах при импульсной обработке эксимерным лазером / И. Е. Пермякова // Изв. РАН. Сер. физ. 2020. Т. 84. № 7. С. 1014–1019.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ Al-Mg СПЛАВА, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДАМИ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

И.А. Панченко^{1*}, Я. Гэн^{2,3}, С.В. Коновалов², Ю.Ф. Иванов³,
С. Чэнь^{2,4}, Я.А. Тимофеева²

¹ФГБОУ ВО Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

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

³Институт сильноточной электроники Сибирского отделения Российской академии наук, 634055 Томск, Россия

⁴Университет Вэньчжоу, Вэньчжоу, Китай

*E-mail: I.R.I.SS@yandex.ru

В результате проведенных исследований структуры и свойств образцов Al-Mg сплава, полученных аддитивным методом с использованием технологии холодного переноса металла, выявлен прерывистый характер протекания деформации обеих партий образцов. Показано, что образцы, обработанные импульсным электронным пучком, демонстрируют более высокую повторяемость свойств, по сравнению с образцами исходного сплава.

Ключевые слова: Al-Mg сплав, 3D-технологии, импульсный электронный пучок, деформация растяжением, структура, свойства.

В настоящее время интенсивно развивается тема изготовления материалов методами аддитивных технологий. Одной из проблем получаемых материалов является неоднородность объема и ухудшающие конечные свойства изделий в целом. Существенное улучшение свойств металлических изделий возможно методом обработки высокоэнергетическими пучками электронов. Такая обработка приводит к снижению шероховатости поверхностного слоя, формированию градиентности структуры и свойств в зависимости от расстояния до поверхности.

Целью настоящей работы являлся анализ структуры и свойств, обработанных электронными пучками образцов Al-Mg сплава, полученных методами аддитивных технологий и подвергнутых испытанию на растяжение.

В качестве материала исследования использованы образцы из Al-Mg сплава, полученного по технологии холодного переноса металла из сварочной проволоки ER 5356 (элементный состав (масс. %): 4,5-5,5 Mg; 0,2-0,25 Mn; 0,4 Fe; 0,1 Cu; 0,25 Si; остальное – Al) (российский аналог – сплав АМг5).

Рабочую область образцов, приготовленных для испытаний, облучали с двух сторон в вакууме импульсным электронным пучком. Параметры облучения: энергия ускоренных электронов 18 кэВ, плотность энергии пучка электронов 15 Дж/см²; длительность импульсов пучка электронов 200 мкс, количество импульсов воздействия пучка 3 имп., давление остаточного газа (аргон) в рабочей камере установки 0,02 Па.

На рисунке приведены результаты механических испытаний образцов Al-Mg сплава, полученных методами аддитивных технологий. Отчетливо видно, что на всех деформационных кривых наблюдаются ступеньки или зубцы. Данное явление называют прерывистой текучестью или скачкообразной деформацией [1, 2]. При постоянной скорости растяжения падение напряжения (нагрузки) на кривых «напряжение-деформация» при прерывистой текучести связано с тем, что скорость деформации образца во время скачка напряжения резко возрастает по сравнению со скоростью растяжения. Необходимым условием появления прерывистой текучести является затрудненное скольжение, которое

может быть обусловлено двойникованием, полиморфным превращением, формированием микротрещин, наличием определенного количества примесных атомов [3].

Анализируя результаты механических испытаний, представленные на рисунке, можно отметить, что пластические и прочностные свойства облученных и не облученных образцов близки. Отличительной особенностью образцов, облученных импульсным электронным пучком, является хорошая повторяемость свойств (рисунок 1. кривые 4-6). Очевидно, что это обусловлено структурными превращениями, имеющими место в поверхностном слое образцов, подвергнутых облучению импульсным электронным пучком.

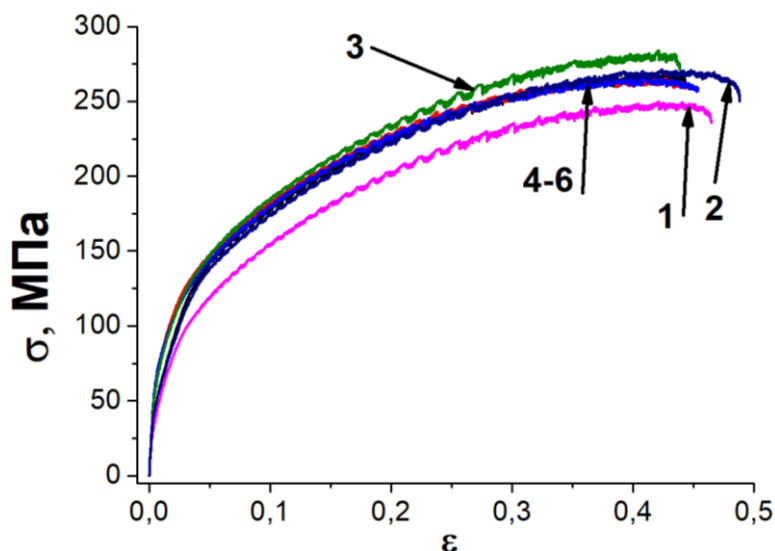


Рисунок 1 – Деформационные кривые, полученные при растяжении образцов Al-Mg сплава, изготовленного методами 3D-технологий; кривые 1 – 3 – образцы, не облученные электронным пучком; кривые 4-6 – образцы после облучения импульсным электронным пучком с параметрами 18 кэВ, 15 Дж/см², 200 мкс, 3 имп. Образцы для механических испытаний вырезаны из объемной заготовки вдоль наплавленных слоев.

Обработка Al-Mg-сплава импульсным электронным пучком с указанными выше параметрами приводит к плавлению и последующей высокоскоростной кристаллизации поверхностного слоя толщиной 40–45 мкм. Деформация растяжением данных образцов сопровождается хрупким разрушением модифицированного поверхностного слоя. Методами сканирующей электронной микроскопии установлено, что основной объем материала разрушается по вязкому механизму, подобно образцам, не облученным импульсным электронным пучком. Можно предположить, что модификация в режиме плавления тонкого поверхностного слоя Al-Mg-сплава импульсным электронным пучком является основным фактором, обеспечивающим высокую воспроизводимость механических свойств материала.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (РНФ) (проект № 20-79-00194).

ЛИТЕРАТУРА

1. Босин М.Е., Лаврентьев Ф.Ф., Никифорова В.Н. О локализации пластической деформации в кристаллах цинка с дислокациями леса // ФТТ. – 1996. – Т. 38. - №12. – С. 3619-3624.
2. Жаринов В.П., Павлычев А.Н., Попов А.Б. Эффекты динамического старения в бериллии // ФММ. – 1990. - №12. – С. 127-134.
3. Кристалл М.М. Неустойчивость и мезоскопическая неоднородность пластической деформации (аналитический обзор). Часть 1. Феноменология зуба текучести и прерывистой текучести // Физическая мезомеханика. – 2004. – Т.7. - №5. – С. 5-29.

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ ВЭС СПЛАВА Al-Co-Cr-Fe-Ni, ПОЛУЧЕННОГО ПРОВОЛОЧНО-ДУГОВОЙ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИЕЙ

К.А. Осинцев^{1,2}, В.Е. Громов², С.В. Коновалов¹, И.А. Панченко^{2*}, Ю.Ф. Иванов¹, Е.С. Ващук³

¹ФГБОУ ВО Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

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

³ФГБОУ ВО Кузбасский государственный технический университет имени Т.Ф. Горбачева в г. Прокопьевск, Прокопьевск, Россия

*E-mail: I.R.ISS@yandex.ru

В работе приведено описание разработки метода WAAM для получения ВЭС Al-Co-Cr-Fe-Ni и исследование структурно фазового состояния этого сплава. Представлена методика формирования высокоэнтропийного сплава неэквимолекулярного состава AlCoCrFeNi и режимы и параметры работы наплавочного комплекса, траектории нанесения слоёв на подложку из нержавеющей стали с различной температурой.

Ключевые слова: высокоэнтропийный сплав AlCoCrFeNi, проволочно-дуговое аддитивное производство, структура, фазовый состав.

ВЭС образуют, как правило, путем смешивания пяти и более элементов с атомным соотношением каждого элемента 5-35%. Изменение показателей прочности, твердости, коррозионной стойкости, износостойкости, отличных механических свойств при высокой и низкой температурах можно добиться путем варьирования состава ВЭС. Наиболее распространенным является процесс вакуумно-дуговой наплавки, недостаток которого заключается в ограничении при производстве деталей сложной формы и больших размеров. Сравнительный анализ методов получения ВЭС с выявленными преимуществами и недостатками проведен в монографии [1]. В последнее десятилетие всё больше внимания уделяется аддитивному производству. Это обусловлено возможностью создания изделий со сложной геометрией путем послойного формирования, а не «вычитанием», которое обычно реализуется при традиционных технологиях плавки.

По сравнению с методами аддитивного производства с использованием лазера и электронного луча проволочно-дуговое аддитивное производство (WAAM – wire arc additive manufacturing) использует металлический проволочный присадочный материал. Метод WAAM имеет преимущества высокой эффективности осаждения, высокой степени использования материала, создания деталей больших размеров, низкой стоимости оборудования и т.д. [2].

Для формирования объемных образцов (Рисунок 1, а) высокоэнтропийного сплава (ВЭС) системы AlCoCrFeNi в качестве исходного материала была использована многокомпонентная проволока, состоящая из трех жил различного элементного состава: алюминиевая проволока (Al ≈99,95%, диаметр 0,5 мм), хромоникелевая проволока X20H80 (Cr ≈20 %, Ni ≈80 %, диаметр 0,4 мм), а также проволока из прецизионного сплава 29НК (Co ≈17 %, Fe ≈54 %, Ni ≈29 %, диаметр 0,4 мм). Многокомпонентная проволока была получена путем автоматизированного скручивания данных трех жил (Рисунок 1 (б)).

Многокомпонентная проволока была изготовлена путем автоматизированного скручивания данных трех жил на оригинальной авторской установке. Для подбора оптимального режима скручивания, обеспечивающего успешное (без застревания и разрывов) прохождение проволоки в направляющем канале и сопле горелки, варьировались частота

вращения принимающей катушки и частота вращения подающих катушек. Диаметр комбинированной проволоки, полученной данным методом, составил ≈ 1 мм.

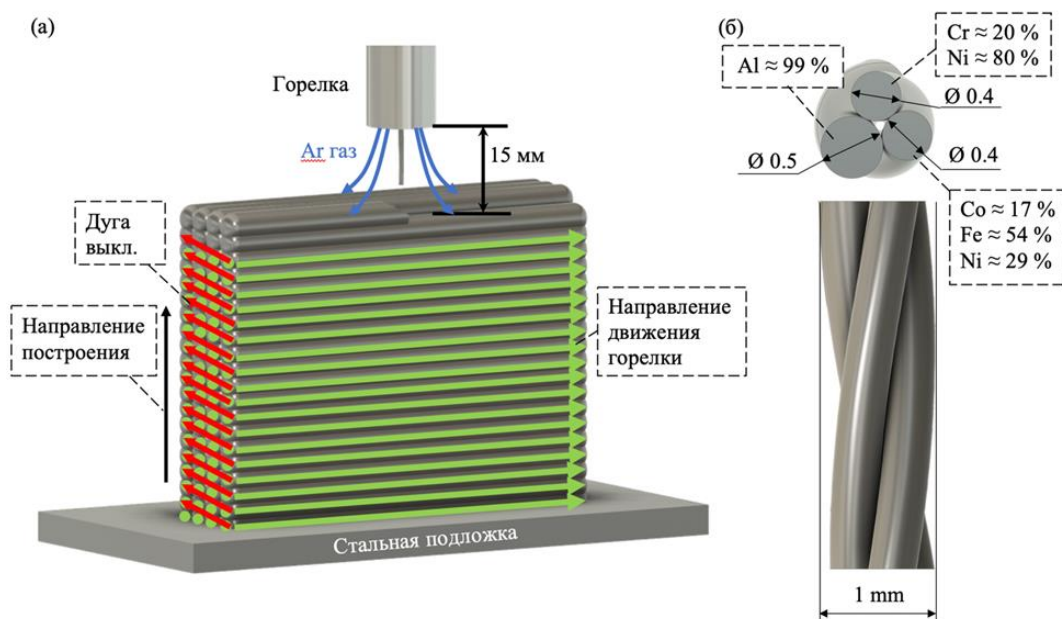


Рисунок 1 – (а) Схема проволоочно-дугового аддитивного производства с использованием кабеля, состоящего из 3 жил; (б) 3D-модель использованного провода

Изготовление образцов ВЭС осуществлялось послойным нанесением на подложку из стали с помощью технологии проволоочно-дугового аддитивного производства (WAAM) (холодного переноса металла (CMT)) в атмосфере инертного газа ($\text{Ar} \approx 99,99\%$) (Рисунок 2 (а)). Следующие параметры работы наплавочного комплекса были постоянными: скорость подачи проволоки – 8 м/мин, напряжение – 17 В, скорость движения горелки – 0,3 м/мин, скорость подачи газа (Ar) – 14 л/мин.

Структурно-фазовое состояние сплава анализировали методами сканирующей (микроскопы «LeO Evo 50», Care Zeiss) и просвечивающей (прибор JEM 2010 Jeol) электронной дифракционной микроскопии и рентгенофазового анализа (рентгеновский дифрактометр Shimadzu XRD 6000).

Методами картирования установлено, что приграничные объемы сплава (объемы, расположенные вдоль границ зерен) обогащены атомами хрома и железа, объем зерен обогащен атомами никеля и алюминия, а кобальт распределен в сплаве квазиоднородно.

Количественный анализ дифрактограмм позволил выявить следующее соотношение фаз: AlNi-36,56%, CrFe-27,02%, AlFeCo-36,42%.

С помощью технологии проволоочно-дугового аддитивного производства изготовлены образцы ВЭС состава AlCoCrFeNi. Полученный сплав имеет следующий элементный состав (масс. %): 15,64 Al, 7,78 Co, 8,87 Cr, 22,31 Fe, 44,57 Ni и соответствует неэквимолярному высокоэнтропийному сплаву системы Al-Co-Cr-Fe-Ni.

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ (проект №20-19-00452).

ЛИТЕРАТУРА

1. Высокоэнтропийные сплавы / В.Е. Громов [и др.] // Новокузнецк: Полиграфист, 2021. 178 с.
2. Chen X.Z. Cold Metal Transfer (CMT) Based Wire and Arc Additive Manufacture (WAAM) / X.Z. Chen [et al] // Invest. X-Ray. 2018. Vol. 12. P. 1278–1284.

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ, ПОДВЕРГНУТЫХ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Ю.В.Царенко^{1*}, В.В.Рубаник¹, Jing Tao Wang², Yuwei Liu²

¹ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», г.Витебск, Беларусь

²Нанкинский университет науки и технологии, г.Нанкин, КНР

*E-mail: labpt@vitebsk.by

Исследована структура и механические свойства наноструктурных образцов никеля и меди после ультразвуковой обработки. Показано, что с увеличением амплитуды ультразвука наблюдается рост, а затем некоторое снижение микротвердости наноматериалов. Данные РСА показывают, что ультразвук способствует снятию внутренних напряжений в нанометаллах, причем, чем больше амплитуда воздействия, тем больше этот эффект.

Ключевые слова: нанометаллы, ультразвуковая обработка, деформация, микротвердость, рентгеноструктурный анализ.

Метод интенсивной пластической деформации (ИПД) кручением под высоким давлением признан одним из эффективных способов получения ультрамелкого зерна материалов [1]. Однако данный метод не позволяет получать протяженные образцы с однородными физико-механическими свойствами. В предложенном в [2, 3] t-HPS способе интенсивной пластической деформации процесс сдвига обусловлен трением между инструментом и образцом под высоким гидростатическим давлением, при этом плоскость сдвига параллельна радиусу трубчатого образца во время процесса. Принцип [2, 3] обработки t-HPS заключается в том, что образец находится под высоким давлением с обоих концов инструмента, как показано на рисунке 1.

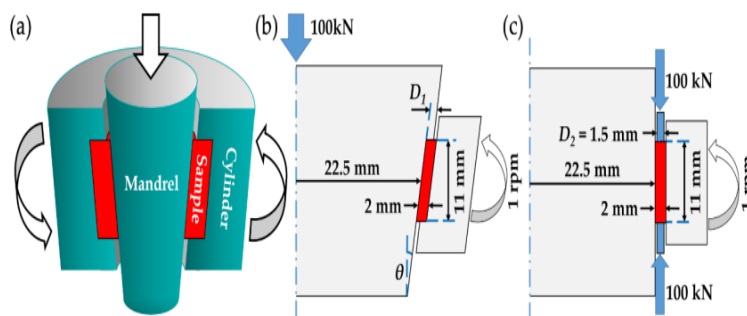


Рисунок 1 – Принципы и геометрия инструмента высокого давления (t-HPS):

- (а) схема создания давления t-HPS с помощью эффекта клина; (б) геометрия t-HPS давления с помощью клинового эффекта с углом в половину конуса θ и глубиной вогнутости цилиндра D_1 ; (в) геометрия t-HPS герметизации на обоих концах трубки, с толщиной стенки герметизации кольцо D_2

Трубчатый образец находится между оправкой и цилиндром под достаточно высоким гидростатическим давлением на стенку трубы, так что силы трения на границе между оправкой образца или цилиндром достаточно высоки, чтобы предотвратить любое скольжение. Зафиксировав оправку и вращая цилиндр или наоборот оправку, в образце образуется простой сдвиг. Оправка подвергается осевой нагрузке, которая преобразуется в

нормальное усилие на контактных поверхностях между оправкой или цилиндром. Принцип действия клина таков, что в образце создается высокое гидростатическое давление.

Данным способом интенсивной пластической деформации были получены образцы наноструктурированного никеля и меди в виде пластин, из которых были изготовлены образцы для ультразвуковой обработки размерами $10 \times 10 \text{ мм}^2$.

Ультразвуковое воздействие является одним из высокоэффективных методов модификации микроструктуры материалов, приводящим к улучшению структуры, снятию внутренних напряжений в деформированных металлах, повышению характеристик пластичности, оказывает влияние на структурные характеристики наноматериалов [4, 5].

В силу того, что ультрамелкозернистые и нанокристаллические материалы появились сравнительно недавно, их устойчивость к внешним воздействиям, в частности, к пластической деформации и нагреву изучено пока недостаточно. Еще менее изучены процессы и способы ультразвуковой обработки таких материалов с целью улучшения их физико-механических свойств.

Для обработки образцов наноструктурного никеля способом ультразвукового воздействия с точки зрения эффективности знакопеременного механического воздействия использован способ, в котором обработка образцов осуществляется в пучности механических напряжений стоячей волны волновода в закрепленном состоянии [5].

Образец материала после ИПД закреплялся внутри полости волновода в пучности напряжений с помощью специального винта, обеспечивающим надежный акустический контакт между волноводом и обрабатываемым образцом. Питание преобразователя ПМС15А-18 осуществляли от ультразвукового генератора УЗГ2-4М. Обработка наноструктурных образцов выполнялась при различных усилиях их поджатия в пучности осциллирующих напряжений волновода. Амплитуду напряжений в образцах изменяли от 17,5 до 70 МПа.

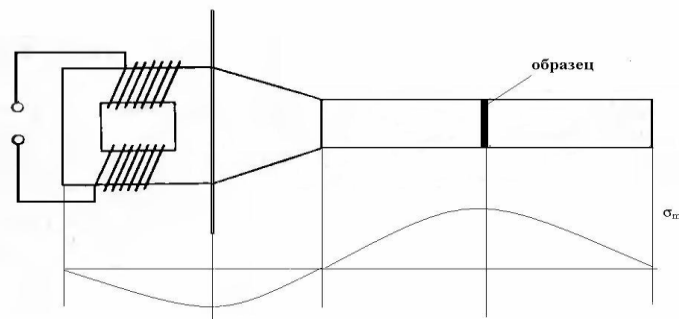


Рисунок 2 – Схема ультразвуковой обработки наноструктурных образцов

Были исследованы механические свойства образцов никеля и меди в наноструктурном состоянии перед и после ультразвуковой обработки при различных значениях амплитуды знакопеременных напряжений.

Механические свойства образцов определяли на микротвердомере по методу микро-Виккерса типа HVS-1000Z (TIME Group Inc., Китай). Прибор предназначен для проведения измерений на образцах малых размеров. Испытания производили путем вдавливания алмазного индентора пирамидальной формы с испытательным усилием 0,98 Н в поверхность образца. Встроенный микропроцессор HVS-1000 позволяет автоматически проводить испытание с отображением величины твердости на ЖКИ.

Результаты измерений микротвердости наноструктурных образцов меди после различных режимов обработки представлены в таблице 1, а образцов наноникеля в таблице 2.

Таблица 1 – Микротвердость образцов наномеди

Состояние образца	Амплитуда УЗО, МПа	Усилие поджатия образца к волноводу, кН	HV0.98, МПа
Nano-Cu			151,4
Nano-Cu +УЗО	70	17	153,2
Nano-Cu +УЗО	70	34	152,3
Nano-Cu +УЗО	35	34	148,0
Nano-Cu +УЗО	35	17	151,4
Nano-Cu +УЗО	17.5	17	160,5
Nano-Cu +УЗО	17.5	34	163,3

Таблица 2 – Микротвердость образцов наноникеля

Состояние образца	Амплитуда УЗО, МПа	Усилие поджатия образца к волноводу, кН	HV 0.98, МПа
Nano-Ni			437,0
Nano-Ni +УЗО	70	17	432,7
Nano-Ni +УЗО	70	34	420,5
Nano-Ni +УЗО	35	34	437,0
Nano-Ni +УЗО	35	17	473,0
Nano-Ni +УЗО	17.5	17	473,0
Nano-Ni +УЗО	17.5	34	492,7

Микродеформации нанообразцов после УЗО исследовали методом РСА, результаты для наномеди представлены на рисунке 3.

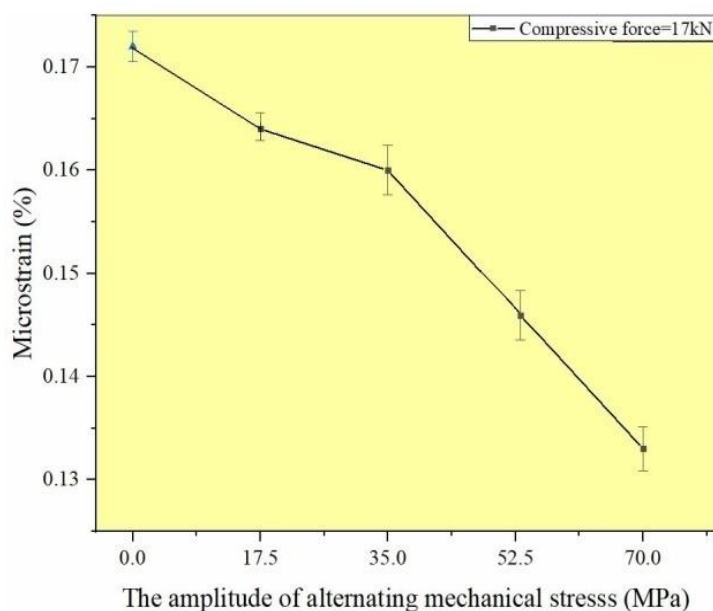


Рисунок 3 – Микродеформации образцов наномеди после УЗО

Данные рентгеноструктурного анализа показывают, что ультразвук способствует снятию внутренних напряжений в никеле, причем, чем больше амплитуда воздействия (в пределах исследованного интервала), тем больше этот эффект [6, 7].

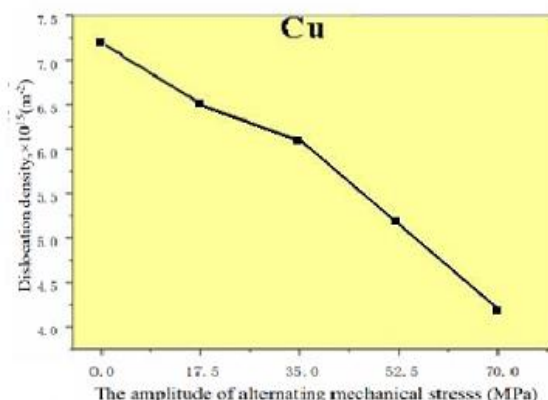


Рисунок 4 – Зависимость плотности дислокаций наномеди от режима ультразвуковой обработки

Плотность дислокаций образцов наномеди после УЗО (рисунок 4) монотонно снижается с увеличением амплитуды знакопеременных напряжений до 70 МПа с $7,2 \cdot 10^{15} \text{ м}^{-2}$ до $4,2 \cdot 10^{15} \text{ м}^{-2}$.

Установлено, что после ультразвуковой обработки наблюдается рост среднего размера зерна образцов наномеди, при этом плотность дислокаций уменьшается более чем на 40 %. Размер зерна наноникеля после ультразвуковой обработки практически не меняется, а плотность дислокаций несколько возрастает с увеличением амплитуды знакопеременных напряжений.

Работа выполнена при поддержке БРФФИ (проект T19KITT-003).

ЛИТЕРАТУРА

1. Бриджмен, П.В. Исследование больших пластических деформаций и разрыва/ П.В. Бриджмен. – М.: Иностранная литература, 1955. – 444с.
2. Wang, J.T.; Li, Z.; Wang, J.; Langdon, T.G. Principles of severe plastic deformation using tube high-pressure shearing. Scr. Mater. 2012, 67, 810.
3. Wang, J.T.; Li, Z.; Wang, J.; An, Y.K. Method and device for realizing tube high-pressure shearing pressurized using wedge effect. China patent CN 102500632 A, 30 September 2011.
4. Effect of Ultrasonic Treatment on the Microstructure and Properties of Nanostructured Nickel Processed by High Pressure Torsion/ A.A. Nazarova, R.R. Mulyukov, Yu.V. Tsarenko, V.V. Rubanik, A.A. Nazarov// Materials Science Forum. - 2011.- V. 667-669. - P. 605-609.
5. Microstructure changes in ultrafine-grained nickel processed by high pressure torsion under ultrasonic treatment / A.A. Samigullina, A.A. Mukhametgalina, S.N. Sergeyev, V.V. Rubanik, Y.V. Tsarenko et al. // Ultrasonics. – 2018. – V. 82. – pp. 313–321.
6. Hanges in the Microstructure and Mechanical Properties of Nanomaterials under an Ultrasonic Wave Effect / A.A. Nazarov, A.A. Samigullina, R.R. Mulyukov, Yu.V. Tsarenko, V.V. Rubanik // Journal of Machinery Manufacture and Reliability. – 2014. – Vol. 43, № 2. – pp.153–159.
7. Царенко, Ю.В. Получение протяженных объемных наноструктурированных материалов с использованием ультразвуковой обработки /Ю.В.Царенко, В.В. Рубаник, В.Ф.Луцко, В.Г. Самолетов, Jing Tao Wang, Yuwei Liu // Актуальные проблемы прочности: материалы межд. науч. конф., Витебск, 25-29 мая 2020 года / под ред. В.В. Рубаника. - Молодечно: Победа, 2020. - С.366-368.

МОДИФИКАЦИЯ СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ РАБОЧИХ ЛОПАТОК ТВД ГТК-10-4 МЕТОДОМ ИМПУЛЬСНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ

Д. В. Комаров^{1,2*}, С. В. Коновалов¹, И.А. Панченко, Я.А. Тимофеева¹

¹Самарский национальный исследовательский университет
имени академика С.П. Королева, г. Самара, Россия

²ООО «Газпром трансгаз Самара», г. Самара, Россия

*E-mail: komarov.dimitriy@mail.ru

С целью повышения эксплуатационных характеристик рабочих лопаток турбины высокого давления газотурбинного компрессора ГТК-10-4 предложено использовать импульсную электронно-пучковую обработку для модификации структуры их поверхностного слоя. Подготовлены образцы для проведения обработки на различных режимах. Выполнен первый этап аттестации сплава лопаток ЭИ 893 в исходном состоянии.

Ключевые слова: безопасность эксплуатации, газотурбинный компрессор, рабочие лопатки, турбина высокого давления, увеличение ресурса, усталостные трещины, электронно-пучковая обработка.

На сегодняшний день в производственном цикле транспортировки природного газа ПАО «Газпром» на территории РФ задействованы около 700 газотурбинных компрессоров ГТК-10-4 [1]. К числу наиболее нагруженных и ответственных деталей компрессора относятся рабочие лопатки (РЛ) роторов турбины высокого давления (ТВД), от качества работы которых зависят надежность, безопасная эксплуатация и экономичность всего изделия.

Длительная эксплуатация лопаток под воздействием высоких температур в продуктах сгорания приводит к деградации сплава ЭИ893, из которых они изготовлены. Изменение физико-химических свойств материала лопаток, в первую очередь уменьшение его характеристик пластичности, создает благоприятные условия к накоплению усталостных повреждений в приповерхностном слое металла изделия, приводящих к возникновению усталостных трещин, их развитию и окончательному разрушению. В свою очередь разрушение даже одной лопатки может привести к дорогостоящему ремонту всей проточной части ГТК, а соответственно и к изменению режима работы транспорта газа.

Т.к. усталостные трещины в большинстве случаев зарождаются в приповерхностном слое материала [2], то его предварительное упрочнение способно привести к повышению таких важных характеристик как циклическая прочность, долговечность, предел выносливости, многоцикловая усталость и т.д. [3].

Из существующих сегодня методов целенаправленной модификации структурно-фазового состояния поверхностного слоя металлов и сплавов наиболее перспективным является электронно-пучковая обработка [4, 5]. Обусловлено это возможностью контроля и регулирования количества подводимой энергии к обрабатываемой поверхности, большой площадью воздействия концентрированного потока энергии на обрабатываемый материал, малыми коэффициентами отражения энергии, высокой концентрацией энергии в единице объема материала [6, 7]. Кроме того, данный способ обработки, сочетающий в себе практически полное поглощение энергии электронов и объемный характер ее выделения, позволяет широко варьировать глубину проникновения электронов в материал, а, соответственно, динамику тепловых полей и параметров волны напряжений [8].

Для исследования изменения структуры и физико-механических свойств металла рабочих лопаток ТВД ГТК-10-4 в процессе промышленной эксплуатации, а также проведения комплекса испытаний после модификации поверхностного слоя концентрированными потоками энергии от ООО «Газпром трансгаз Самара» получено 19 изделий из одного комплекта.

В рамках первого этапа аттестации лопаток выполнены визуальный контроль, определение химического состава сплава с помощью спектрометра PMI-MASTER Smart модели UVR, а также контроль проникающими веществами поверхности лопаток в соответствии с ГОСТ 18442-80.

Основными параметрами импульсной ЭПО материалов, определяющими температурные профили зоны прогрева поверхностных слоев и, соответственно, характер и кинетику структурно-фазовых превращений, являются плотность энергии в электронном пучке, длительность, количество и частота следования импульсов облучения [9].

С целью проведения модификации поверхностного слоя сплава ЭИ893 методом импульсной ЭПО на различных режимах, а также дальнейшего комплексного изучения свойств модифицированного металла были подготовлены 20 кубических образцов размером 10x10x10 мм из пяти лопаток. Еще 2 образца такого же размера подготовлены для изучения свойств сплава в исходном состоянии.

Аттестацию поверхности сплава до и после проведения ЭПО запланировано выполнить путем измерения твердости и микротвердости, проведения структурных исследований методами оптической, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии, определения трибологических характеристик, а также проведения рентгеноструктурного анализа. По результатам указанных исследований намечено проведение усталостных и фрактографических испытаний сплава как в исходном состоянии, так и после ЭПО на оптимальных режимах.

ЛИТЕРАТУРА

1. Рыбников А.И., Крюков И.И., Левченко А.И., Леонтьев С.А., Калинин Н.А., Ковалев А.Г. Эффективность контроля технического состояния и безопасности эксплуатации турбоагрегатов ГТК-10-4 и ГТ-750-6 // Территория «НЕФТЕГАЗ». 2009. №2. С. 50-53.
2. Фрактография и атлас фрактограмм: справочник / под ред. Дж. Феллоуза. – Москва: Металлургия, 1982. – 489 с.
3. Физические основы повышения усталостной долговечности нержавеющей сталей / Ю.Ф. Иванов, С.В. Воробьев, С.В. Коновалов и др. – Новокузнецк: Интер-Кузбасс, 2011. – 302 с.
4. Ivanov Yu., Konovalov S., Gromov V. Electron – beam modification of the pearlite steel // The Arabian Journal for Science and Engineering. – 2009. - Vol. 34, Iss. 2A. - P. 233-243.
5. Ivanov Yu., Rotshtein V., Guenzel R. et al. Pulsed electron-beam melting of high-speed steel: structural phase transformations and wear resistance // Surf. Coat. Technol. – 2002. – Vol. 150. – P. 188-198.
6. Поут Дж.М. Модификация и легирование поверхности лазерными, ионными и электронными пучками / Дж.М. Поут, Г. Фоти, Д.К. Джобсон. – М.: Машиностроение, 1987. – 424 с.
7. Перспективные радиационно-пучковые технологии обработки металлов / В.А. Грибков, Ф.И. Григорьев, Б.А. Калинин и др. – М.: Круглый год, 2001. – 528 с.
8. Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Vorobiev S.V., Konovalov S.V. Fatigue of steels modified by high intensity electron beams. – Cambridge: Cambridge Intern. Sci. Publ. Ltd., 2015. – 272 p.
9. Эволюция структуры и свойств легких сплавов при энергетических воздействиях / В.Е. Громов, С.В. Коновалов, К.В. Аксёнова, Т.Ю. Кобзарева; Мин-во обр. и науки РФ, СибГИУ, Межгос. Координац. Совет по физике прочности и пластичности материалов. – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2016. – 249 с.

МЕХАНИЗМ ЗАРОЖДЕНИЯ И РАСПРОСТРАНЕНИЯ ТРЕЩИН ЗАТВЕРДЕВАНИЯ ПРИ СВАРКЕ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА МЕТОДОМ ХОЛОДНОГО ПЕРЕНОСА МЕТАЛЛА

Л. Хуан, С.В. Коновалов *, Ч. Су

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

*E-mail: ksv@ssau.ru

Изучение механизма зарождения и распространения трещин при затвердевании может помочь избежать дефектов при затвердевании материала и улучшить качество сварки. Благодаря анализу процесса затвердевания трещины получена модель зарождения трещины затвердевания и механическая модель распространения, которые проверены в различных условиях. Посредством анализа изменений микроструктуры различных процессов проверена рациональность модели механики распространения механических трещин.

Ключевые слова: метод холодного переноса металла, аддитивное производство, микроструктура

Aluminum alloy is a common lightweight material. Its welding shovel can reduce energy loss and ensure excellent performance. However, aluminum alloy has high crack sensitivity and is easy to form cracks in the weld, which seriously threatens aluminum Safety of products and equipment [1-3]. CMT welding of aluminum alloys is also accompanied by solidification cracks in the welding of medium thickness plates, but it cannot be predicted. The dynamic mechanism of the formation of solidification cracks is not very clear [3]. In this paper, the dynamic basis of the initiation and propagation of solidification crack formation has been carefully analyzed, and the dominant force of initiation and propagation has been obtained.

The experiments were carried out by using advanced 4000R NC with WPC-600 multifunctional argon arc welding wire feeder to control CMT welding machine, which were recorded by the high speed camera. After the experiment, the characteristics of the weld joint were measured with scanning electron microscope (SEM) and optical microscope (OM).

Analyze the crack growth. First, perform a force analysis on the crack formation process. It is mainly affected by three forces when it grows. The mechanical stress, the reflux force of the liquid metal and the solidification shrinkage force during the cooling process are composed, as shown in the figure below Shown.

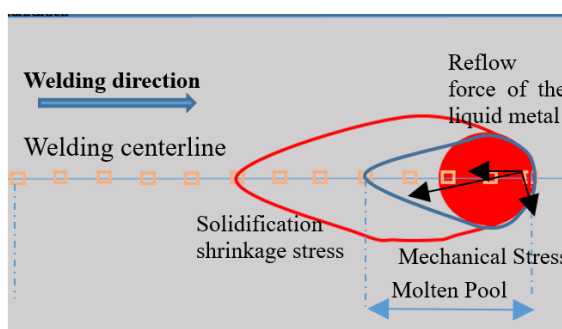


Fig1. Schematic of crack propagation

Ploshikhin W et al. [4] proposed the displacement criterion to judge the propagation of solidification cracks: when the cumulative displacement of the tail of the molten pool exceeds the critical displacement of the propagating crack, the crack propagates forward. In this work, the expansion from the perspective of thermodynamics were analyzed. When it starts to expand, the mechanical stress is released when the crack initiates. At this time, its magnitude cannot determine

the direction of crack propagation. At this time, the backflow force is the dominant force. In the middle of the expansion, when the crack expands, The hot-melt reflow molten metal liquid will fill the expansion part of the crack. Therefore, this force cannot be used as the direction of crack propagation. In the late stage of crack initiation, as the temperature drops, the solidification shrinkage force slowly increases. At this time, the expansion direction is Expand from the center of high heat to both sides of low heat.

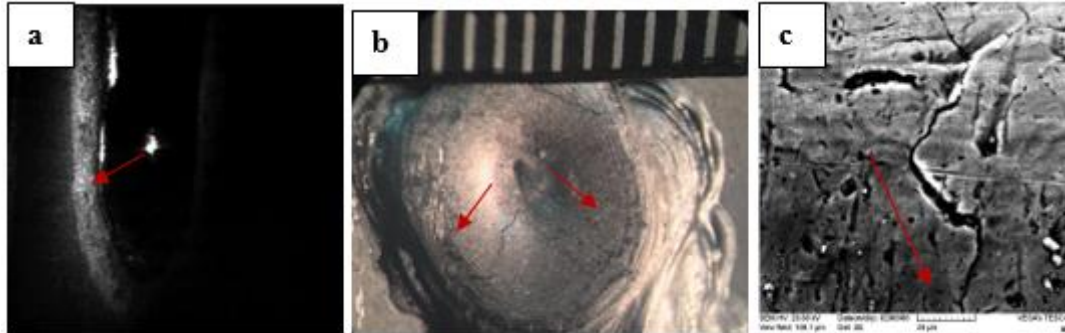


Fig.2. Schematic of crack propagation. a) high-speed photography; b) the morphology of cracks; c) microscopic morphology of cracks

A high-speed camera observation of this process found that the three stages of the crack formation process were described. The first stage is the crack formation stage, as shown in figure 4(a). This stage uses a high-speed camera to record the growth of the crack. The middle arrow shows the direction of crack propagation. Fig.4(b) and Fig.(c) reflect the direction of the crack on the welded joint, that is, the direction of crack initiation at this time is to expand from the center of the crack, and the established force analysis of crack growth can Explain the direction of solidification crack propagation well.

In the CMT welding process, the initiation and propagation of cracks require dynamic support. Through dynamic analysis, the following conclusions are obtained:

1. Crack propagation is mainly caused by imbalance of forces during solidification, and solidification shrinkage is the main cause of solidification cracks.
2. The propagation direction of the crack is from the inside to the outside, and the force preventing the crack from continuing to grow is dominated by the solidification shrinkage stress.

REFERENCE

1. Filin, V.Y.; Ilyin, A.V. On the fracture mechanics based development of cleavage fracture resistance criteria for the materials of large-size welded structures. *Procedia Struct. Integr.* **2019**, *14*, 758–773, doi:10.1016/j.prostr.2019.07.054.
2. Marazani, T.; Madyira, D.M.; Akinlabi, E.T. Repair of Cracks in Metals: A Review. *Procedia Manuf.* **2017**, *8*, 673–679, doi:10.1016/j.promfg.2017.02.086.
3. Selvi, S.; Vishvakshnan, A.; Rajasekar, E. Cold metal transfer (CMT) technology - An overview. *Def. Technol.* **2018**, *14*, 28–44, doi:10.1016/j.dt.2017.08.002.
4. Ploshikhin, V.; Prikhodovski, A.; Ilin, A.; Heimerdinger, C.; Palm, F. Computer Aided Development of the Crack-Free Laser Welding Processes. *Key Eng. Mater.* **2007**, doi:10.4028/www.scientific.net/kem.353-358.1984.

ИССЛЕДОВАНИЕ ФУНКЦИОНАЛЬНОГО СПЛАВА 4Cr13-2Cr18, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ХОЛОДНОГО ПЕРЕНОСА МЕТАЛЛОВ

Ч. Су^{1,2}, С.В. Коновалов^{1,2*}, С. Чэнь^{1,2}

¹Самарский национальный исследовательский университет им. академика С.П. Королева, Самара, РФ

²Вэньчжоуский университет, Вэньчжоу, Китай

*E-mail: ksv@ssau.ru

В работе для создания функциональных материалов был использован метод аддитивного проволоочно-дугового производства на основе холодного переноса металла. Получены образцы из мартенситной нержавеющей стали 4Cr13 и дуплексной нержавеющей стали 2Cr18. Проведены исследования структуры и механических свойств.

Ключевые слова: аддитивным производством с дугой из кабельной проволоки; 4Cr13/2Cr18; Микроструктура; микротвердость

Functionally graded material (FGM) is a novel class of composite material that is designed with gradual compositions or microstructures transit concerning locations [1]. Since it was first proposed in Japan in 1980 to today, FGMs with various types of functions are applied in many areas such as aerospace, shipbuilding, automobile, sensors, and biomedical engineering, etc[2,3]. In this research, combined cable wire arc additive manufacturing (CCW-AAM) was used to build 4Cr13/2Cr18 FGM materials to study the microstructure and micro-hardness.

For the CCW-AAM deposition of FGM, the combined cable wires of 2Cr18 and 4Cr13 with a diameter of 1.6 mm (supplied by the Company of China) were used as filler material to deposited thin-walled samples on 304 stainless steel plate (as shown in Fig. 1a).

The XRD patterns of the FGM are shown in Fig. 1b. It could be seen that both of the alloys consisted of α -Fe and γ -Fe phases. However, the diffraction peak of γ -Fe phase was weaker at the 4Cr13 region in comparison with that of the 2Cr18 and it was difficult to further identify the microstructure of α -Fe phase, which processed the small difference in the axis ratio of ferrite and martensite (10^{-4} - 10^{-5} nm). For 2Cr18 regions, the obvious duplex structure of 2Cr18 was confirmed as a mixture of austenite (γ) and δ -ferrite. And columnar dendrites with equiaxed grains generated in the regions. For 4Cr13 regions, austenite (γ) columnar grain and martensite (M) in the matrix was recognized above the material interface. The average micro-hardness values in 2Cr18 and 4Cr13 regions were 400 ± 25.7 HV and 665.8 ± 38.9 HV, respectively.

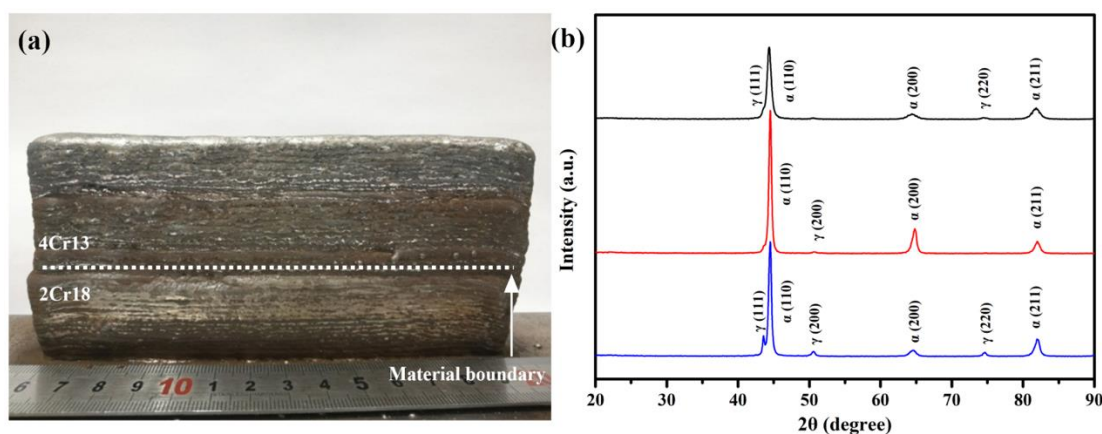


Fig.1. (a) The FGM samples; (b) XRD analysis of the FGM

In this study, the FGM of 4Cr13/2Cr18 stainless steel was successfully fabricated by the CCW-AAM process. The micro-hardness of 2Cr18/4Cr13 ranged from 400 ± 25.7 HV to $665.8 \pm$

38.9HV, which was comparable to the 4Cr13/2Cr18, WAAM/LAM stainless steel. It revealed high enough for CCW-AAMed FGMs to be used for mechanical products.

REFERENCES

- 1 Zhang C et al. Additive manufacturing of functionally graded materials: A review // Mater. Sci. Eng. A. 2019. Vol. 764. P. 138209.
- 2 Koizumi M. FGM activities in Japan // Compos. Part B Eng. 1997. Vol. 28. P. 1-4.
- 3 Reichardt A et al. Advances in additive manufacturing of metal-based functionally graded materials // Int. Mater. Rev. 2020. P. 1–29.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ В ЦИНКОВОМ РАСПЛАВЕ НА ЖИДКОТЕКУЧЕСТЬ РАСПЛАВА И ХАРАКТЕРИСТИКИ ЦИНКОВОГО ПОКРЫТИЯ

О.С. Добычина, С.В. Коновалов, Я.А. Тимофеева

Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева,
г. Самара, Российская Федерация

*E-mail: o.kiseleva@zvpm.ru

Проведено исследование комплексного подхода при легировании расплава цинка в технологии горячего оцинкования с использованием различных методов, оказывающих влияние на повышение жидкотекучести расплава и улучшении характеристик цинкового покрытия: коррозионной стойкости, толщины покрытия и его структуры.

Ключевые слова: горячее оцинкование, жидкотекучесть расплава, легирование расплава цинка.

Наиболее распространенными легирующими добавками расплава цинка в технологии горячего оцинкования являются такие металлы, как никель, олово, свинец, алюминий, висмут. Использование данных элементов в расплаве цинка обуславливает повышение жидкотекучести его жидкотекучести. В таблице 1 представлено влияние легирующих добавок на поверхностное натяжение расплава цинка.

Таблица 1 – Показатели поверхностного натяжения расплава цинка с различными металлическими добавками

Состав расплава	Поверхностное натяжение, мН/м ²
Цинк	906
Цинк и никель	859
Цинк и олово	845
Цинк, висмут, олово, никель	675
Цинк и висмут	670
Цинк, висмут, олово	602
Цинк и свинец	594

Как видно из таблицы 1, большей текучестью обладают сплавы на основе свинца, висмута и олова. Алюминий, как правило, добавляется в небольших количествах в пределах $\leq 0,01\%$ для уменьшения образования окисной пленки цинка, однако при высокотемпературном горячем цинковании его концентрация может быть существенно увеличена, за счет чего жидкотекучесть расплава также повышается. Однако нежелательной примесью в расплаве является железо, значительно повышающее его вязкость.

Важными факторами расхода цинка в процессе нанесения покрытия являются жидкотекучесть расплава и реакционная способность стали, при которой формируется определенная структура цинкового покрытия с различной толщиной. Наиболее реакционными считаются стали с содержанием кремния в диапазоне 0,05-0,12% (диапазон Санделина), а также в диапазоне 0,5-0,8%, характерном для низколегированных сталей типа 09Г2С. Во многом, влияние на реакционную способность сталей при погружении в расплав, оказывает добавка никеля. Существует несколько способов легирования расплава цинка никелем: наиболее распространенным из которых, является добавка никелевого порошка или сплава. Концентрация никеля в расплаве не должна превышать 0,06%. Альтернативным методом снижения растворимости железа в цинке является добавка никелевой присадки в раствор

флюсования, при нанесении которого образуется поверхностная защитная пленка, насыщенная солями никеля.

Добавки висмута в производстве используются сравнительно недавно, его положительный эффект на жидкотекучесть расплава оказывается при концентрации до 0,1%. При этом безопасность и экологичность применения данной добавки значительно лучше в сравнении с добавкой свинца.

В работах Pederson J. указывается, что изменение в составе сплава висмут-цинк концентрации никеля не оказывает существенного влияния на структуру и толщину покрытия. Однако стоит заметить, что введение никеля в расплав, способствует снижению скорости диффузии низкорективных сталей с малым содержанием кремния (0,01-0,03%) даже при концентрации никеля 0,03%. Такой эффект приводит к значительному снижению толщины покрытия, что может быть существенным ограничением при оцинковании металлоконструкций, эксплуатирующихся в климатических зонах С-5, с повышенными требованиями к толщине покрытия и его долговечности.

Комплексным решением в технологии горячего оцинкования сталей с различным содержанием кремния может служить использование нескольких методов модификации расплава с повышением его жидкотекучести, а также снижения реакционной способности стали. Таким образом, особый интерес в части исследований представляет изучение влияния добавок висмута в расплав при исходной концентрации алюминия в диапазоне 0,005% и 0,015% при высокотемпературном и низкотемпературном оцинковании с нанесением дополнительного слоя флюса, содержащего добавки никеля. Данный метод возможно применять для изделий, изготовленных из разных марок сталей (в зависимости от содержания кремния) и локально регулировать толщину покрытия, снижать расход цинка.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И МИКРОСТРУКТУРА Al-Mg СПЛАВА, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ХОЛОДНОГО ПЕРЕНОСА МЕТАЛЛА

Я. Гэн^{1,2,3*}, И.А. Панченко¹, С.В. Коновалов^{1,2,3}, К.А. Осинцев², С. Чэнь^{2,3}

¹Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

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

³Университет Вэньчжоу, Вэньчжоу, Китай

*E-mail: ksv@ssau.ru

Проведено исследование механических свойств и микроструктуры Al-Mg сплава, полученного методом аддитивного производства на основе холодного переноса металла. Показано, что тепловой цикл во время процесса WAAM-CMT приводит к неомогенизированной микроструктуре сплава.

Ключевые слова: аддитивное производство, сплав Al-Mg, микроструктура, микротвердость.

В последние годы все больше внимания уделяется использованию аддитивного производства (wire arc additive manufacture -WAAM) из алюминиевых сплавов благодаря их преимуществам: низкой стоимости и высокой эффективности [1]. Исследователи и ученые исследуют сплавы на основе Al-Mg, получаемые при процессе WAAM. Применение холодного переноса металла (cold metal transfer – CMT) изменяет свойства сплавов, образующихся в процессе WAAM [2]. Термический цикл во время производственного процесса WAAM-CMT очень сложен из-за многослойного осаждения. Микроструктура значительно зависит от термического цикла. Ци и др. обнаружили, что морфология микроструктуры каждого осажденного слоя отличается, и его состав в основном состоит из крупных столбчатых и мелких равноосных зерен с неравномерно распределенными характеристиками [3]. Ян и др. обнаружили, что распределение элементов в зоне крупного и мелкого зерна неоднородно, и термообработка может улучшить прочность и равномерное распределение элементов [4]. Следовательно, исследование оценки микроструктуры очень важно.

В данной работе предложено рассмотрение механизма оценки микроструктуры. Образцы, которые использовались для наблюдения за микроструктурой, были вырезаны из образца на различных уровнях. Для изучения механизма оценки микроструктуры была использована оптическая микроскопия и измерение микротвердости. Результаты микроструктуры и микротвердости приведены на рисунок 1 и 2.

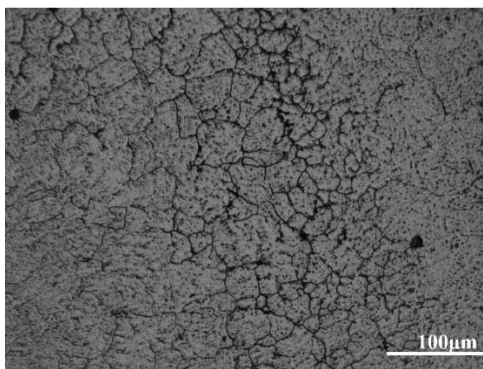


Рисунок1 – Микроструктура сплава Al-Mg производства WAAM-CMT вдоль направления движения наплавки.

Микроструктура неоднородная, с мелкими и крупными равноосными частицами. Во время процесса наплавки каждый проход повторял один и тот же тепловой цикл, и каждый новый слой влиял на предыдущий. Когда новый слой при проходе претерпевал затвердевание, тепло передавалось в предыдущий слой, и зерно получало энергию для роста в направлении охлаждения. Наиболее мелкие зерна получены в области двухпроходной переплавки. В этой области из-за неоднородной микроструктуры наблюдается волна в распределении микротвердости (рисунок 2.)

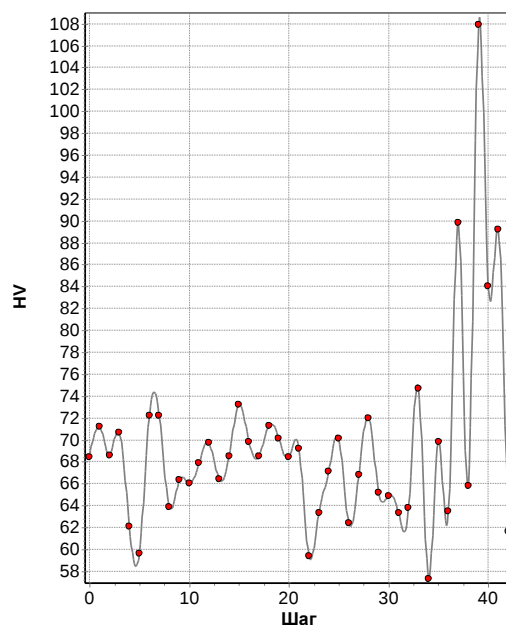


Рисунок 2 – Распределение микротвердости по поперечному сечению сплава Al-Mg

Таким образом, сложный тепловой цикл во время процесса WAAM-CMT приводит к неомогенизированной микроструктуре сплавов. Микротвердость также изменяется в разных областях в значительном диапазоне.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (РНФ) (проект № 20-79-00194).

ЛИТЕРАТУРА

1. Ren L. Effect of Mg content on microstructure and properties of Al-Mg alloy produced by the wire arc additive manufacturing method / Ren L., Gu H., Wang W., Wang S., Li C., Wang Z., Zhai Y., Ma P. // Materials – 2019.
2. Chen X. Cold Metal Transfer (CMT) Based Wire and Arc Additive Manufacture (WAAM) System / Chen X., Su C., Wang Y., Siddiquee A.N., Konovalov S., Jayalakshmi S., Singh R.A. // Journal of Surface Investigation – 2018.
3. Qi Z. Microstructure and mechanical properties of double-wire + arc additively manufactured Al-Cu-Mg alloys / Qi Z., Cong B., Qi B., Sun H., Zhao G., Ding J. // Journal of Materials Processing Technology – 2018.
4. Yang Q. Microstructure and mechanical properties of AlSi7Mg0.6 aluminum alloy fabricated by wire and arc additive manufacturing based on cold metal transfer (WAAM-CMT) / Yang Q., Xia C., Deng Y., Li X., Wang H. // Materials – 2019.

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Co-Cr-Fe-Mn-Ni НА ОСНОВЕ РАСЧЕТА КОНЦЕНТРАЦИИ ВАЛЕНТНЫХ ЭЛЕКТРОНОВ

К. А. Осинцев^{1,2*}, С. В. Коновалов^{1,2}, В. Е. Громов¹, С. Чэнь^{1,2}, И.А. Панченко^{1,2}

¹ Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия

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

*E-mail: osintsev.ka@ssau.ru

В данной работе с помощью расчета феноменологических параметров, был определен фазовый состав высокоэнтропийного сплава системы Co-Cr-Fe-Mn-Ni в диапазоне x от 0 до 5. Были построены графики зависимости концентрации валентных электронов от молярной доли компонентов сплава системы Co-Cr-Fe-Mn-Ni. Показано, что механическая смесь ГЦК и ОЦК фаз образуется в сплавах $\text{Co}_x\text{CrFeMnNi}$ и CoCrFeMnNi_x при $0 \leq x < 1$, а также в сплавах $\text{CoCr}_x\text{FeMnNi}$ и $\text{CoCrFeMn}_x\text{Ni}$ при $x > 1$. В сплаве $\text{CoCrFe}_x\text{MnNi}$ ГЦК твердый раствор является стабильным при любом значении x . ГЦК твердый раствор стабилен в сплавах $\text{CoCr}_x\text{FeMnNi}$ и $\text{CoCrFeMn}_x\text{Ni}$ при $x \leq 1$ и в сплавах $\text{Co}_x\text{CrFeMnNi}$ и CoCrFeMnNi_x при $x \geq 1$.

Ключевые слова: высокоэнтропийный сплав, фазовый состав, Co-Cr-Fe-Mn-Ni, концентрация валентных электронов.

Высокоэнтропийные сплавы являются новым классом материалов, которые привлекают внимание исследователей благодаря уникальному сочетанию свойств. В отличие от традиционных сплавов, которые состоят из одного-двух основных компонентов и легирующих добавок, присутствующих в составе в небольшом количестве (примером является сталь), высокоэнтропийные сплавы содержат от пяти основных компонентов, содержание которых варьируется от 5 до 35 ат. % [1]. Такое соотношение элементов приводит к получению ряда эффектов: высокая конфигурационная энтропия смешения, низкая скорость диффузии, искажение кристаллической решетки и «коктейльный эффект», который заключается в синергетическом вкладе каждого элемента в конечные свойства сплава [2]. Одним из первых высокоэнтропийных сплавов является эквиатомный сплав $\text{Co}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Mn}_{20}$ [3], который показал, что правило фаз Гиббса не выполняется при таком соотношении атомов элементов в сплаве и, вместо многофазной кристаллической структуры образуется однофазный ГЦК твердый раствор. Несмотря на большое количество исследований, направленных на изучение сплава системы Co-Cr-Fe-Mn-Ni в литературе нет обобщенных данных по влиянию каждого из компонентов данной системы на микроструктуру и свойства получаемого материала. Обобщение известных сведений и моделирование недостающих данных с помощью анализа феноменологических критериев, позволяет сформировать более полное представление об оптимальном содержании каждого из компонентов в сплаве.

В данной работе молярное соотношение каждого из элементов варьировалось от $x = 0$ до 5 с шагом 0,05, что позволило определить фазовый состав в диапазоне содержания одного из элементов от 0 до 55 ат. %. В качестве физического параметра была использована концентрация валентных электронов (КВЭ), который был определен, как наиболее важный параметр, контролирующий фазовую стабильность для образования ГЦК и ОЦК твердых растворов [4]. Так, было показано, что ОЦК фазы стабильны при $\text{КВЭ} < 6,87$, ГЦК фазы – при $\text{КВЭ} \geq 8$, а при ОЦК+ГЦК фазы – при $6,87 < \text{КВЭ} \leq 8$.

На рисунке представлены зависимости концентрации валентных электронов от молярной доли компонентов сплава системы Co-Cr-Fe-Mn-Ni. Исходя из рассчитанных данных, можно сделать вывод, что ОЦК твердый раствор не образуется в сплавах данной системы во всей выбранной области определения значения x . Механическая смесь ГЦК и ОЦК

фаз образуется в сплавах $\text{Co}_x\text{CrFeMnNi}$ и CoCrFeMnNi_x при $0 \leq x < 1$, а также в сплавах $\text{CoCr}_x\text{FeMnNi}$ и $\text{CoCrFeMn}_x\text{Ni}$ при $x > 1$. В сплаве $\text{CoCrFe}_x\text{MnNi}$ ГЦК твердый раствор является стабильным при любом значении x . ГЦК твердый раствор стабилен также в сплавах $\text{CoCr}_x\text{FeMnNi}$ и $\text{CoCrFeMn}_x\text{Ni}$ при $x \leq 1$ и в сплавах $\text{Co}_x\text{CrFeMnNi}$ и CoCrFeMnNi_x при $x \geq 1$.

Таким образом, в сплавах системы Co-Cr-Fe-Mn-Ni эквимольное соотношение элементов ($x=1$) является точкой перехода от ГЦК твердого раствора к механической смеси из ГЦК и ОЦК фаз. Полученные в настоящей работе данные позволяют прогнозировать фазовый состав высокоэнтропийных сплавов заданной системы в диапазоне x от 0 до 5.

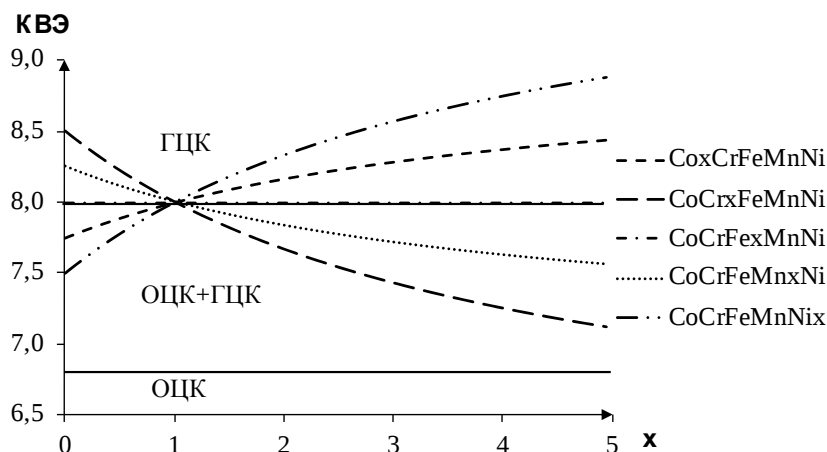


Рисунок – Зависимости концентрации валентных электронов от молярной доли компонентов сплава системы Al-Co-Cr-Fe-Ni

Исследование выполнено при поддержке гранта Российского научного фонда (проект № 20-19-00452).

ЛИТЕРАТУРА

1. Yeh J.-W. et al. Formation of simple crystal structures in $\text{Cu-Co-Ni-Cr-Al-Fe-Ti-V}$ alloys with multiprincipal metallic elements // *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.* 2004. Vol. 35 A, № 8. P. 2533–2536.
2. Miracle D.B., Senkov O.N. A critical review of high entropy alloys and related concepts // *Acta Mater.* Elsevier Ltd, 2017. Vol. 122. P. 448–511.
3. Cantor B. et al. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys // *Mater. Sci. Eng. A*. 2004. Vol. 375–377, № 1-2 SPEC. P. 213–218.
4. Guo S. et al. Effect of valence electron concentration on stability of fcc or bcc phase in high entropy alloys // *J. Appl. Phys.* 2011. Vol. 109, № 10. P. 103505.

ЭЛЕМЕНТНЫЙ СОСТАВ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ СЕЛЕКТИВНЫМ ЛАЗЕРНЫМ ПЛАВЛЕНИЕМ НА ПОДЛОЖКЕ ТИТАНОВОГО СПЛАВА BT20

К. А. Осинцев^{1*}, С. В. Коновалов¹, А.А. Васильева¹, Я.А. Тимофеева¹,
И.А. Панченко²

¹Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева,
г. Самара, Россия

²Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия
*E-mail: osintsev.ka@ssau.ru

В данной работе с помощью селективного лазерного плавления были получены покрытия из сплава BV751П на подложке из титанового сплава BT20. Исследован элементный состав сформированных покрытий и его изменения в зависимости от расстояния от поверхности.

Ключевые слова: селективное лазерное плавление, титан, элементный состав, хромоникелевый сплав.

Титановые сплавы обладают высокой удельной прочностью при относительно низкой плотности, исключительной биосовместимостью, коррозионной стойкостью, жесткостью и хорошими свойствами ползучести при высокой температуре, благодаря которым в настоящее время являются перспективными материалами для применения в аэрокосмической, энергетической, химической и медицинской промышленности [1,2]. Однако низкие трибологические свойства и микротвердость, которыми обладают эти материалы, ограничивают их широкое использование в деталях машин и конструкциях, работающих в условиях износа и трения [3]. Указанные недостатки могут быть решены модификацией поверхности и нанесением покрытий. Целью данной работы является исследование элементного состава покрытия в зависимости от расстояния.

В данной работе на титановый сплав BT20 было нанесено покрытие с помощью селективного лазерного плавления. Химический состав сплава BT20 представляет собой Fe (<0,25 %), C (<0,1 %), Si (<0,15 %), Mo (0,5-2 %), V (0,8-2,5 %), N (<0,05 %), Ti (<85,15-91,4 %), Al (5,5-7 %), O (<0,15 %), H (<0,015 %), прочих примесей (<0,3 %). В качестве материала для нанесения покрытия был выбран порошковый жаропрочный никелевый сплав BV751П, который состоит из Al (3,7-4,2 %), Co (14-16 %), Cr (10-12 %), Fe (<1 %), Mo (4-5 %), Nb (3,0-3,5 %), Ti (2,5-3,1 %), V (0,4-0,8 %), W (2,5-3,5 %), Ni – остальное. Параметры лазерного луча были выбраны, исходя из оптимальных, разработанных в и обеспечивающих высокую адгезию покрытия к подложке: мощность лазерного излучения – 325 Вт, скорость движения лазера – 760 мм/с, толщина слоя – 50 мкм, шаг лазера – 120 мкм, защитная среда – аргон.

Результаты исследования элементного состава, выполненные методами микрорентгеноспектрального анализа, приведены на рисунке. Усреднение результатов анализа осуществлялось по площади ≈ 50 мкм². Полученные результаты показывают, что толщина спекаемого слоя порошка не превышает (100-120) мкм. Спеченный слой обогащен титаном, являющимся основным химическим элементом подложки. Элементный состав спеченного слоя неоднороден. На расстоянии (50-60) мкм от поверхности спекания выявляется максимум концентрации атомов никеля, кобальта и хрома.

Таким образом, обнаружено обогащение спеченного слоя титаном (основным элементом подложки), осуществленным в результате перемешивания при селективном лазерном плавлении.

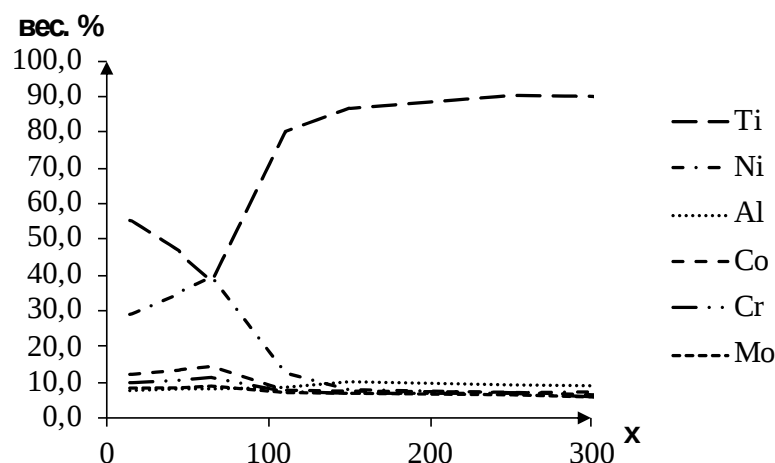


Рисунок – Зависимости содержания элементов покрытия, нанесенного селективным лазерным плавлением, от расстояния

Нанесение покрытия проведено на оборудовании ЦКП САМ-технологий (RFMEFI59314X0003) Самарского университета.

ЛИТЕРАТУРА

1. Banerjee D., Williams J.C. Perspectives on titanium science and technology // Acta Mater. Acta Materialia Inc., 2013. Vol. 61, № 3. P. 844–879.
2. Бурков А.А. Повышение жаростойкости титанового сплава BT20 путем формирования композиционных электроискровых Ti_3Al+Al/Al_2O_3 покрытий // Письма О Материалах. 2015. Vol. 5, № 4. P. 371–375.
3. Mao Y.S. et al. Tribo-layer and its role in dry sliding wear of Ti-6Al-4V alloy // Wear. Elsevier, 2013. Vol. 297, № 1–2. P. 1032–1039.

ВЛИЯНИЕ ВВЕДЕНИЯ МОДИФИКАТОРА АДГЕЗИИ НА ПОВЕРХНОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИ АКТИВИРОВАННЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ ЧАСТИЦ

Д. А. Булатников^{1*}

¹*Институт физической химии и электрохимии имени А.Н. Фрумкина РАН,
г. Москва*

Лаборатория физико-химической механики и механохимии ИФХЭ РАН

***E-mail: bulat46@outlook.com**

Исследовано влияние введения модификатора адгезии на поверхность механически активированных алюминиевых частиц. Показана возможность формирования высокопрочных и агрессивностойких фторполимерных покрытий на поверхности энергетического композиционного порошка «АI-2В».

Ключевые слова: механическое легирование, защитное покрытие, модификатор, фторполимер, адгезионная прочность.

Процесс механического легирования является известным методом получения из смеси разнородных составляющих композиционных порошков. Полученные таким способом композиционные порошки характеризуются высокой степенью пластической деформации, при которой формируется структура с множеством дефектов, за счет которых повышается активность порошковой поверхности и реакционная способность в целом [1].

В работе [2] исследовано влияние технологических режимов активации композиционных порошков «АI-2В» на структурно-морфологические свойства и реакционную способность порошка. Методика получения состоит в совместной механической обработке порошков алюминия и бора в планетарной мельнице с водяным охлаждением. В ходе обработки происходит внедрение высокодисперсных твердых частиц бора в более крупные и пластичные частицы алюминия. В результате образуется гомогенный порошок с развитой активной поверхностью, требующей защиты от влаги воздуха. Применяемые для аналогичных композиций покрытие на основе раствора фторполимера «Ф-42В» в ацетоне в данном случае не удовлетворяют по адгезионным показателям к поверхности субстрата.

Для оценки формирования фторполимерного защитного покрытия в качестве модельной системы был рассмотрен механически активированный порошок алюминия АСД-4, на поверхности которого высаживались различные варианты защитного фторполимерного покрытия. В частности, механически активированные частицы алюминия наносился 2%-ый раствор фторполимера марки ФПМ-26 в ацетоне в соотношении АI:фторполимерный лак 2:1. Полученная система высушивалась, затем частицы с покрытием прессовались в полимерной проводящей матрице и подвергались шлифовке/полировке. Электронные микрофотографии полученного шлифа представлены на рисунке 1.

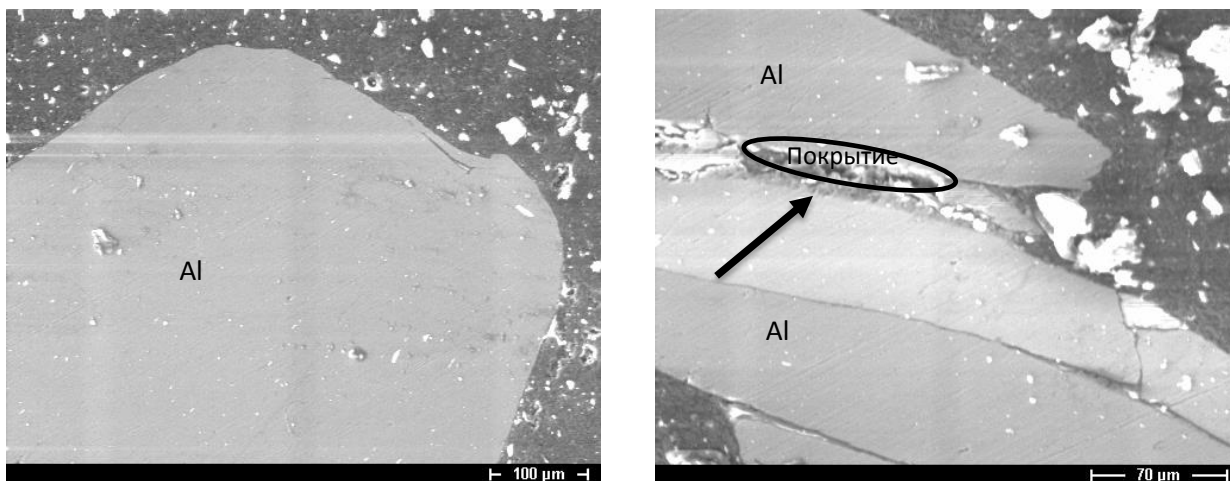


Рисунок 1 – Электронные микрофотографии алюминиевых частиц после обработки, на которые нанесено защитное фторполимерное покрытие

Видно, что в виду слабых адгезионных характеристик фторполимерный лак практически не формирует защитную пленку на алюминиевых частицах.

Одним из путей повышения адгезионного взаимодействия полимерного компонента с твердой фазой является модифицирование поверхности путем адсорбции органических молекул. Среди таких модификаторов активно применяют производные алкоксисиланов, например, АГМ-9 – γ -аминопропилтриэтоксисилан [3].

Введение модификатора с целью повышения адгезионной прочности покрытий проводили путем его нанесения на поверхность активированных алюминиевых частиц в соотношении Al:АГМ-9 2:1. Вслед за этим полученная система высушивалась при комнатной температуре и из нее аналогичным образом делался шлиф, электронные микрофотографии которого приведены ниже.

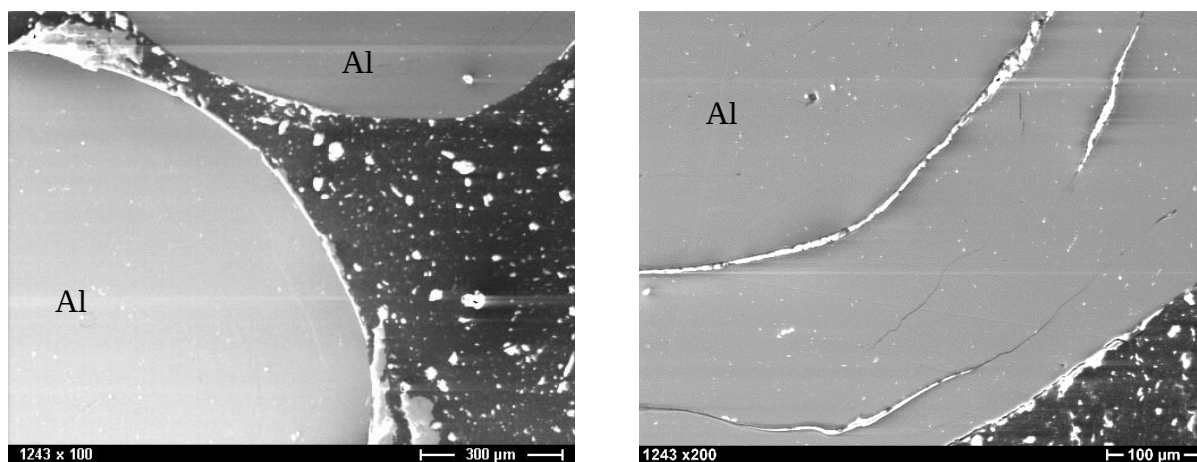


Рисунок 2 – Электронные микрофотографии алюминиевых частиц после обработки, покрытых модификатором адгезии

Молекула АГМ-9 содержит два вида адсорбционно-активных функциональных групп – этоксильные и аминные, которые и обуславливают взаимодействие в системе металл-модификатор. Неравномерность покрытия, по-видимому, может быть обусловлена наличием оксидной пленки на алюминиевых частицах, либо остатками гексана, в котором они хранились.

Благодаря созданию промежуточного подслоя реакционно-активного модификатора на поверхности механически активированных частиц алюминия появляется возможность впоследствии получать высокопрочные и агрессивностойкие адгезионные фторполимерные покрытия на поверхности энергетического композиционного порошка «Al-2B».

ЛИТЕРАТУРА

1. Криницын М. Г. Синтез, структура и применение микрогетерогенных гранул для получения композиционных покрытий и объемных изделий: Дисс... канд. техн. наук. / М. Г. Криницын. Томск: ТПУ, 2020. 153 с.
2. Малкин А. И. Влияние состава технологической среды на структурно-морфологические характеристики композиционных порошков системы Al-2B / А. И. Малкин [и др.] // Колл. журн. 2020. Т. 82. № 4. С. 451-455.
3. Plueddemann E. P. Silane primers for epoxy adhesives / E. P. Plueddemann // Sci. Technol. 1988. V.2 № 3. P. 179-188.

Секция 4.
Проблемы эксплуатации
материалов в экстремальных
условиях

ИЗНОС МЕДНОЙ ПАРЫ ТРЕНИЯ С ПОКРЫТИЕМ НА ОСНОВЕ $\text{Cu}_x\text{Mo}_y\text{S}_z$ В ВАКУУМНЫХ УСЛОВИЯХ И В АТМОСФЕРЕ АРГОНА

Сергеев В. П.^{1,2}, Талгат М. Т.², Сергеев О. В.¹, Сунгатулин А. Р.¹

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет
г. Томск,

*E-mail: maksat.ron7@mail.ru

Исследовано влияние магнетронного осаждения покрытия на основе $\text{Cu}_x\text{Mo}_y\text{S}_z$ на рабочую поверхность медных образцов, работающих в паре трения с медным контртелом, на кинетику износа в вакууме в сравнении с износом в атмосфере аргона. Трибологические испытания проводились по схеме «диск - колодка с покрытием». Установлено уменьшение скорости износа пары трения при работе в вакууме. Ресурс работы покрытий линейно возрастает с увеличением толщины вплоть до 60 мкм.

Ключевые слова: Износ, медная пара трения, вакуум, атмосфера аргона, магнетронное осаждение покрытий.

Для решения проблемы повышения срока службы вращающихся контактных устройств в спутниках дистанционного зондирования Земли требуются электропроводящие твердосмазочные материалы. В [1] предложены подобные смазки для медных пар трения, которые осаждаются в виде тонких покрытий на основе фаз Шевреля типа $\text{Cu}_2\text{Mo}_6\text{S}_8$ [2 – 5] импульсным магнетронным распылением композиционной мишени, изготовленной из чистой меди и дисульфида молибдена. Указанные покрытия изучены применительно к работе в инертной атмосфере и совсем не очевидно, что они будут хорошо работать в условиях вакуума. В этой работе исследуется влияние подобных покрытий на характер и скорость износа медной пары трения [1] при проведении испытаний на трибомашине в вакуумных условиях по сравнению с испытаниями в атмосфере инертного газа. Экспериментальные методики магнетронного осаждения покрытий, материалы, образцы и режимы трибологических испытаний медных пар трения не отличались от описанных нами ранее в [1]. При этом трибометр был размещен в вакуумной камере, его охлаждение осуществлялось тепловым контуром с проточной водой. При испытаниях в условиях вакуума давление остаточных газов в камере не превышало 1×10^{-3} Па. Когда требовалось проведение трибоиспытаний в атмосфере аргона, вакуумная камера вначале откачивалась до давления остаточных газов 1×10^{-2} Па, затем в нее подавался аргон до давления, равного атмосферному. Режимы испытаний были такими же, как при испытаниях в атмосфере аргона.

На рисунок 1 приведены кинетические кривые изнашивания медных образцов с покрытием $\text{Cu}_x\text{Mo}_y\text{S}_z$ при работе в паре с медным контртелом в условиях вакуума (2) в сравнении аналогичной кривой, полученной в атмосфере аргона (1). Обе кривые хорошо аппроксимируются линейными зависимостями. С помощью определения тангенса угла наклона можно оценить скорость износа покрытия при испытаниях в условиях атмосферы аргона и вакуума:

$$\Delta m_{\text{Ar}} / \Delta t \approx 1,53 \times 10^{-6} \text{ мг/с}, \quad (1)$$

$$\Delta m_{\text{вак}} / \Delta t \approx 0,58 \times 10^{-6} \text{ мг/с}, \quad (2)$$

где Δm_{Ar} и $\Delta m_{\text{вак}}$ – уменьшение массы образца с покрытием $\text{Cu}_x\text{Mo}_y\text{S}_z$ при изнашивании в течение интервала времени Δt , соответственно, в атмосфере аргона и вакуума. Видно, что в вакууме скорость износа образцов с покрытием в $\sim 2,6$ раза меньше, чем в атмосфере аргона. Это объясняется присутствием в аргоне остаточной примеси воздуха, которая приводит к дополнительному окислительному изнашиванию покрытия. Ранее было показано [1], что при

нанесении покрытия на медные образцы скорость их износа в аргоне снижается по сравнению с воздухом в ~ 350 раз.

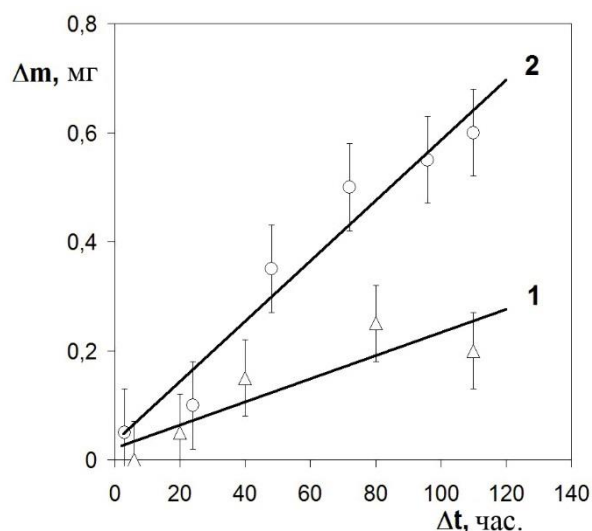


Рисунок 1 – Кривая изнашивания медного образца с покрытием $\text{Cu}_x\text{Mo}_y\text{S}_z$ при работе в паре с медным контртелом в условиях вакуума 1×10^{-3} Па (1) в сравнении аналогичной кривой, полученной в атмосфере аргона (2)

На рисунке 2 показан график зависимости условного срока службы покрытий до «разрушения» (период времени до начала интенсивного износа) от толщины осаждённых покрытий. Видно, что ресурс работы покрытий $\text{Cu}_x\text{Mo}_y\text{S}_z$ линейно возрастает с увеличением толщины. Осаждение покрытий толщиной более 60-65 мкм практически невозможно, т.к. в этом случае наблюдается частичное разрушение покрытий (отшелушивание с поверхностного слоя покрытия мелких частиц, при этом поверхность медного образца не наблюдается). По-видимому, такое разрушение связано с отколами верхних частей чрезмерно длинных и толстых волокон покрытия, не обладающих высокой пластичностью. Таким образом, можно полагать, что покрытия толщиной 60 мкм являются наиболее износостойкими при испытании в заданных условиях. С другой стороны, толщину покрытия можно увеличить без разрушения покрытия путем осаждения многослойного покрытия $\text{Cu}_x\text{Mo}_y\text{S}_z/\text{Cu}$. Так, с помощью нанесения нескольких слоев покрытия на основе $\text{Cu}_x\text{Mo}_y\text{S}_z$ с промежуточными тонкими прослойками меди не более 1 мкм можно увеличить ресурс работы покрытия в 1,5 – 2 раза по сравнению с однослойными покрытиями толщиной 60 мкм.

За первые несколько десятков часов износа в процессе притирки (рисунок 3 а, в) на поверхность контртела переносится тонкий слой покрытия в виде твердой смазки, а на рабочей поверхности образца с покрытием образуется тонкий слой меди, и далее протекает установившаяся стадия слабого износа. Эта стадия характеризуется созданием локальных чередующихся по химическому составу зон (рисунок 3 б, г), состоящих из чистой меди и сильно фрагментированных (микро- и наноразмерных осколков) волокон материала покрытия $\text{Cu}_2\text{Mo}_6\text{S}_8$ [5]. Эта стадия характеризуется низкой скоростью износа и контролируется свойствами, составом и структурой граничного твердосмазочного слоя.

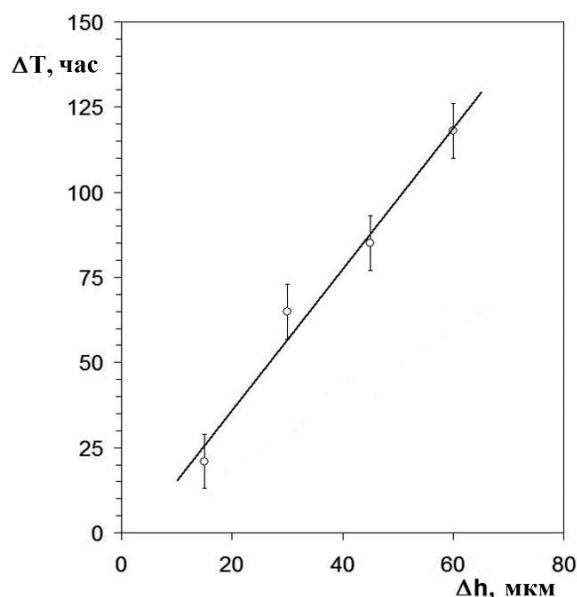


Рисунок 2 – График зависимости условного срока службы ΔT покрытий на основе $\text{Cu}_x\text{Mo}_y\text{S}_z$ до разрушения от толщины Δh осаждённых покрытий при работе в паре с медным контртелом в атмосферах аргона

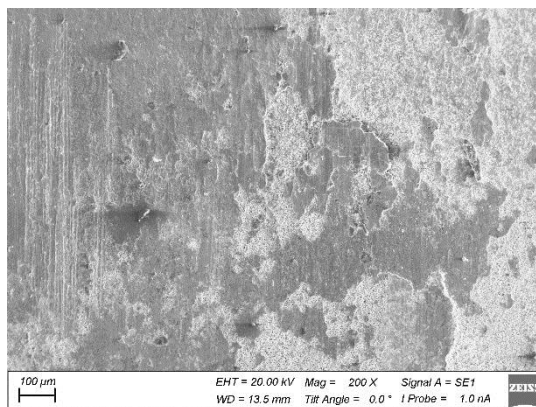
За время протекания этой стадии в тонком граничном слое образца и контртела накапливаются усталостные напряжения, вызванные пластическим деформированием и динамическим перемешиванием меди и измельченной фазы Шевреля $\text{Cu}_2\text{Mo}_6\text{S}_8$ [5]. Этот гетерогенный слой, являясь достаточно эффективной твердой смазкой, предохраняет поверхности от адгезионного взаимодействия и локализует некоторую часть сдвиговой деформации. Другая часть сдвиговой деформации из-за взаимодействия микронеровностей контактирующих поверхностей приводит к зарождению и развитию дефектов кристаллической решетки и микротрещин в медном образце под покрытием и околоповерхностном слое контртела. Объединение нескольких микротрещин вызывает образование микроосколков материала с выносом частиц износа. При отделении частиц износа вместе с ними из зоны трения постепенно выносятся смазывающий материал покрытия. Пленка со смазывающим материалом покрытия во время изнашивания частично пополняется за счет поступления микрочастиц $\text{Cu}_2\text{Mo}_6\text{S}_8$ из объема покрытия. Обнаженные новые ювенильные участки поверхности, образовавшиеся в результате отрыва частиц износа, вновь адсорбируют материал из гетерогенного граничного слоя твердой смазки, вызывая ее постепенное истощение. В тот момент, когда истощение материала твердосмазочного граничного слоя начинает превалировать над его новым образованием из материала покрытия, начинается переход от усталостного изнашивания к адгезионному с резким увеличением скорости износа [1].

Исследование морфологии поверхности следа износа контртел и образцов с покрытием $\text{Cu}_x\text{Mo}_y\text{S}_z$ методом сканирующей электронной микроскопии (рисунок 3 б, г) показало, что защитная пленка, образующаяся на их рабочей поверхности в процессе изнашивания медной пары трения с покрытием, представляет собой не сплошную гладкую поверхность, а «островковую» поверхность, «островки» которой представляют собой микроскопические конгломераты, состоящие из гетерогенной смеси нано- и микрокристаллов фазы Шевреля $\text{Cu}_2\text{Mo}_6\text{S}_8$ [4, 5] и меди. При этом на поверхности контртела образуются узкие продольные полосы вдоль направления скольжения (рисунок 3 г), содержащие разное количество меди,

молибдена и серы. Полосы, обогащенные молибденом и серой чередуются с полосами, обедненными этими элементами.



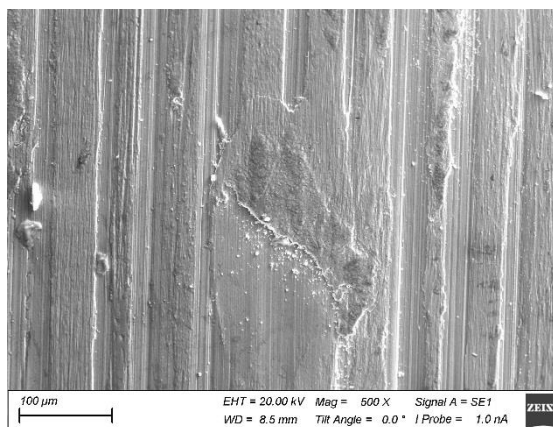
а



б



в



г

Рисунок 3 – Фотоснимки (а, в) и изображения в сканирующем электронном микроскопе (б, г) рабочих поверхностей образца с покрытием $\text{Cu}_x\text{Mo}_y\text{S}_z$ (а, б) и контртела (в, г) после 40-часового износа

Таким образом, магнетронное нанесение покрытия на основе $\text{Cu}_x\text{Mo}_y\text{S}_z$ на рабочую поверхность медных образцов (колодок), работающих в паре с контртелом в виде диска, понижает скорость износа пары трения, работающей в вакууме более значимо в 2,6 раза, чем работающей в атмосфере аргона. Ресурс работы покрытия $\text{Cu}_x\text{Mo}_y\text{S}_z$ линейно возрастает с увеличением толщины вплоть до 50-60 мкм. Оно эффективно снижает скорость износа медной пары трения при работе в вакууме и атмосфере аргона за счет смены механизма адгезионного изнашивания на усталостное путем образования граничных твердосмазочных слоев, состоящих из гетерогенной смеси микро- и наночастиц волокон фазы Шевреля $\text{Cu}_2\text{Mo}_6\text{S}_8$ [5] и меди на контактирующих поверхностях.

Исследование выполнено в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН (тема номер FWRW-2021-0003) и поддержано Программой повышения конкурентоспособности Томского политехнического университета (проект ВИУ-ИШНПТ-213/2020).

ЛИТЕРАТУРА

1. Zharkov S.Yu., Sergeev V.P., Kalashnikov M.P., Sergeev O.V. and Sungatulin A.R. Tribological behavior of magnetron sputtered nanocomposite coatings on base of Cu-Mo-S// Journal of Physics: Conference Series. 2019. V.1281. P. 012096 (1 –5).

2. Fischer Ø. Chevrel phases: superconducting and normal state properties // Journal of Applied Physics. – 1978. – V. 16. – P.1-28.
3. S. Foner et al. (eds.), Superconductor Materials Science: Metallurgy, Fabrication, and Applications. Plenum Press, New York 1981
4. Peña O. Chevrel phases: Past, present and future // Physica C. – 2015. – V. 514. – P. 95–112.
5. Lemée N., Guilloux-Viry M., Perrin A., Sergent M. Superconducting $\text{Cu}_2\text{Mo}_6\text{S}_8$ thin films deposited in-situ by laser ablation on R-plane sapphire // The European Physical Journal Applied Physics. – 1998. – V. 1. – P.197–201.

МАГНЕТРОННОЕ ОСАЖДЕНИЕ ДВУХСЛОЙНЫХ ПОКРЫТИЙ Ta/SiAlN И SiAlN/TaN ДЛЯ ЗАЩИТЫ КВАРЦЕВЫХ СТЕКОЛ ОТ УДАРОВ ГИПЕРСКОРОСТНЫХ МИКРОЧАСТИЦ ЖЕЛЕЗА

В.П.Сергеев^{1, 2}, Р.Б. Турсунханова^{2*}, М.П. Калашников^{1, 2},

О.В. Сергеев¹, А.В. Воронов¹

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет г. Томск

*E-mail: iriska_23.97@mail.ru

Методом импульсного магнетронного распыления получены и исследованы 2 вида образцов стекол с 2-х-слойными покрытиями: I – на основе Ta/SiAlN и II – на основе SiAlN/TaN. Оба слоя Ta и SiAlN в покрытии I и верхний слой TaN в покрытии II формируются в наноструктурном состоянии, нижний SiAlN в покрытии II – в аморфном. Покрытие I имеет более высокую микротвердость и коэффициент упругого восстановления, и вследствие этого придает стеклу более высокий защитный эффект от ударного воздействия гиперскоростных частиц железа.

Ключевые слова: Магнетронное распыление, наноструктурное покрытие, метеороид, гиперскоростные частицы, удар, кратер, стекло.

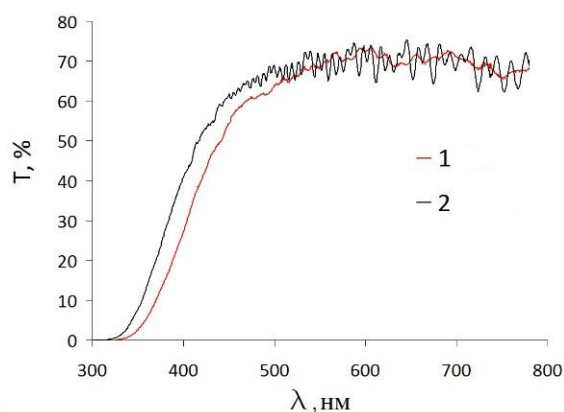
Столкновения космических аппаратов (КА) с метеороидами естественного происхождения и продуктами антропогенного загрязнения космоса относятся к числу важнейших факторов, вызывающих повреждение и разрушение КА [1,2]. В наибольшей степени от ударов частиц страдают различные оптические элементы: стекла иллюминаторов, оптические линзы фотоаппаратов, видеокамер, телескопов, фотоэлектрические преобразователи солнечных батарей и т. д. Удары гиперскоростных твердых частиц, вне зависимости от их происхождения, вызывают механические и плазменные процессы, при которых на поверхности образуются кратеры, распространяются ударные волны, зарождаются микротрещины [3]. В результате эксплуатации КА в течение нескольких лет уже происходит заметная эрозия поверхности стекол, что приводит к деградации их оптических и механических характеристик с последующим выходом из строя.

Одним из способов решения этой проблемы может стать нанесение высокотвердых тугоплавких покрытий с высоким коэффициентом упругого восстановления и низким термическим коэффициентом линейного расширения, прозрачных в видимой области спектра [4,5]. Об этом свидетельствуют данные работы [5], в которой показано, что нанесение прозрачного в видимой области спектра высокотвердого нанокристаллического покрытия на основе SiAlN толщиной до 10 мкм позволяет значительно снижать поверхностную плотность мелких кратеров, образующихся при таком ударном воздействии частиц на кварцевое стекло. Представляется интересным изучить влияние на ударную стойкость стекол дополнительного нанесения второго слоя на основе тяжелых металлов и их нитридов, который обладая высокими плотностью и температурой плавления, должен иметь более высокую способность ослабления энергии удара частиц. Кроме того, в покрытие вводится еще одна плоскость раздела разных сред, которая должна способствовать дополнительному рассеянию энергии ударной волны.

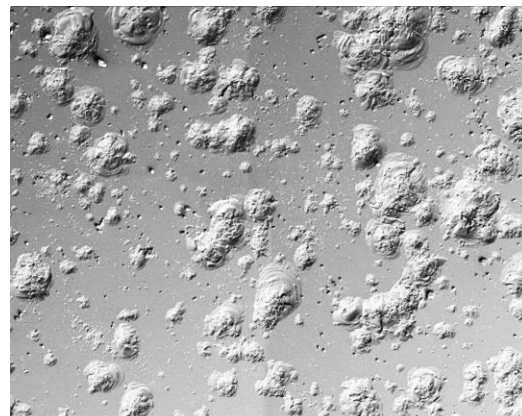
Целью работы является исследование изменения стойкости кварцевых стекол против ударного воздействия гиперскоростных (5 – 8 км/сек) микрочастиц железа, после магнетронного осаждения двухслойных прозрачных покрытий на основе Ta/SiAlN и SiAlN/TaN.

Исследования проводили на двух видах образцов, приготовленных из кварцевых пластин марки KB: I – с двухслойным покрытием на основе Ta/SiAlN с толщиной слоев ~0,05 мкм и 0,6 мкм, соответственно, и II – с двухслойным, у которого 1-й слой совпадает по составу и

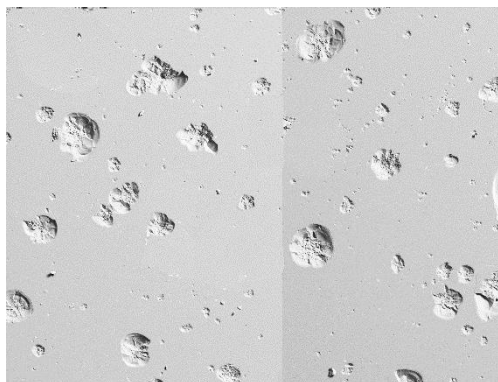
толщине со вторым слоем SiAlN покрытия I, а толщина 2-го слоя TaN равна 0,3 мкм. Слой SiAlN является прозрачным в видимой области спектра, тогда как TaN – полупрозрачный, и Ta – совсем непрозрачен. Поэтому за критерий выбора толщины слоев TaN и Ta и порядка их нанесения была принята близость спектров пропускания видимого света. Из рисунка 1 видно, что они имеют одинаковый характер изменения и равные в пределах ошибки измерения значения средней величины коэффициента пропускания видимого света $T = 68 \pm 2 \%$ для Ta/SiAlN и $T = 70 \pm 2 \%$ для SiAlN/TaN. Способ осаждения покрытий, методики и приборы исследования структурно-фазового состава и оптико-механических свойств покрытий, а также метод и режим испытания образцов на стойкость против ударного воздействия гиперсверхзвуковых (5-8 км/сек) микрочастиц с помощью двухступенчатой легкогазовой пушки не отличались от описанных нами ранее в [6].



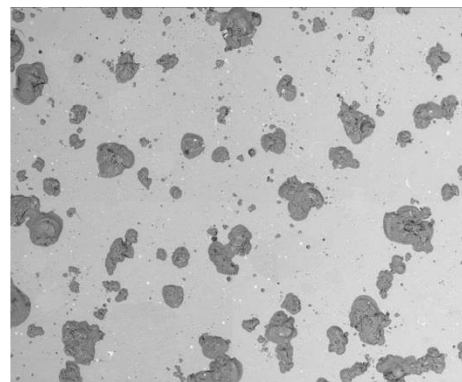
а



б



в



г

Рисунок 1 – Оптические спектры пропускания света (а) образцами из кварцевого стекла: (1) и (2) – с покрытиями I и II, соответственно. Изображения поверхности с локальными повреждениями в виде кратеров, образовавшимися при воздействии высокоскоростного потока частиц железа на образцы без покрытия (б) и с покрытиями I (в) и II (г)

Методами рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения установлено, что слои SiAlN в покрытии I формируют наноструктуру, тогда как в покрытии II они находятся в аморфном состоянии. Высота столбцов близка к толщине слоя 600 нм, средняя ширина поперечного сечения столбцов составляет ~30 нм. Слои TaN имеют также столбчатую нанокристаллическую структуру, высота столбцов около 300 нм, средняя ширина поперечного сечения столбцов не превышает 40 нм. Металлические слои Ta составлены из нанокристаллитов со средним размером в поперечнике около 30 нм.

После обстрела сферическими микрочастицами железа, движущимися со скоростью в интервале 5-8 км/сек, образцов стекол на их поверхности образуются кратеры, представляющие собой локальные углубления, окруженные сеткой микротрещин. На рисунок 1 приведены изображения поверхности стеклянных образцов после обстрела, полученные методом растровой электронной микроскопии, где хорошо видны кратеры, включающие локальные зоны микротрещин. Установлено, что на стеклах с двухслойными покрытиями I и II поверхностная плотность образующихся кратеров соответственно ρ_I и ρ_{II} при одних и тех же условиях испытания существенно ниже, чем на стеклах без покрытия ρ_0 (рисунок 1). Подсчет количества образовавшихся кратеров за один выстрел на общей площади испытанных стекол показывает, что при нанесении покрытия I относительное снижение поверхностной плотности кратеров в сравнении со стеклом без покрытия составляет $\rho_0 / \rho_I \approx 1,84$, тогда как при нанесении на стекла покрытий II наблюдается меньшее значение до $\rho_0 / \rho_{II} \approx 1,67$.

Для кварцевых стекол с покрытиями I и II была измерена микротвердость H_m и рассчитаны значения приведенного модуля упругости E^* и коэффициента упругого восстановления k_y . Эти данные приведены в таблице 1. Видно, что на образцах с покрытием II H_m и k_y на $\approx 11\%$ выше по сравнению с покрытием I.

Таблица – Средние значения микротвердости H_m , приведенного модуля упругости E^* , коэффициента упругого восстановления k_y

Образец	H_m , ГПа	E^* , ГПа	k_y
Стекло с покрытием I	31,8±1,5	254,1±14,5	0,78±0,05
Стекло с покрытием II	28,7 ± 1,4	230,2±16,0	0,70±0,04

Таким образом, на основе выполненного исследования можно сделать следующие выводы:

- методом импульсного магнетронного распыления получены и исследованы 2 вида образцов стекол с защитными 2-х-слойными покрытиями: I – на основе Ta/SiAlN с толщиной слоев $\sim 0,05$ мкм и 0,6 мкм, соответственно, и II – на основе SiAlN/TaN, у которого 1-й слой совпадает по составу и толщине со вторым слоем покрытия I, а толщина 2-го слоя TaN равна 0,3 мкм. Выбранные толщины слоев и порядок их нанесения позволили получить практически одинаковый спектр пропускания видимого света для указанных покрытий. и одно и то же среднее значение коэффициента пропускания видимого света $69 \pm 2 \%$.

- оба слоя Ta и SiAlN в покрытии I и верхний слой TaN в покрытии II формируются в наноструктурном состоянии, нижний слой SiAlN в покрытии II – в аморфном состоянии. В результате покрытие I имеет более высокую микротвердость и коэффициент упругого восстановления после приложения нагрузки, что позволяет при осаждении покрытия I на стекло достичь более высокого защитного эффекта от ударного воздействия гиперсверхзвуковых частиц железа.

Исследование выполнено в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН (тема номер FWRW-2021-0003) и поддержано Программой повышения конкурентоспособности Томского политехнического университета (проект ВИУ-ИШНПТ-213/2020).

ЛИТЕРАТУРА

1. Silverman, E. M., Space Environmental Effects on Spacecraft: LEO Materials Selection Guide, NASA Contractor Report 4661, Part 1, August 1995.
2. Новиков Л.С. Воздействие твердых частиц естественного и искусственного происхождения на космические аппараты: М. – 2009.

3. Романченков В.П., Бровкин А.Г., Люлин И.Б. Моделирование влияния факторов антропогенного загрязнения околоземного космического пространства на элементы конструкций и систем космических аппаратов. – М. : Гидрометеиздат, 1992.
4. Панин В.Е., Сергеев В.П., Ризаханов Р.Н., Сергеев О.В., Панин С.В., Бармин А.А., Голиков А.Н., Почивалов Ю.И., Полянский М.Н. Наноструктурирование покрытий – новый путь создания специальных материалов для улучшения характеристик изделий космической техники //Сборник статей по материалам Второй международной конференции «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов». – Москва. – 2007. – С. 357-359.
5. Нитрид кремния и материалы на его основе / под ред. Андриевский Р.А., Спивак И.И. М.: Металлургия, 1984. – 136 с.
6. Божко И.А., Сунгатулина Е.В., Калашников М.П., Федорищева М.В., Сергеев В.П., Христенко Ю.Ф. Исследование стойкости стекол К-208 с оптически прозрачными нанокompозитными покрытиями Al-Si-N к ударному воздействию высокоскоростных микрочастиц // Известия высших учебных заведений. Физика. – 2019. – Т. 62, № 3(735). – С. 9 – 14.

ГРАДИЕНТНАЯ СТРУКТУРА РЕЛЬСОВ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

В. Е. Громов^{1*}, Ю. Ф. Иванов², А. А. Юрьев³,
В. Е. Кормышев¹, О. А. Перегудов⁴

¹Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

²Институт сильноточной электроники СО РАН, Россия, Томск

³АО «Евраз-объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат», Новокузнецк, Россия

⁴Омский государственный технический университет, Омск, Россия

*E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

Аннотация. Методами современного физического материаловедения показано, что длительная эксплуатация рельсов сопровождается формированием градиента структурных составляющих, заключающегося в закономерном изменении относительного содержания пластинчатого перлита, разрушенного перлита и структуры феррито-карбидной смеси по сечению головки рельсов.

Ключевые слова: градиентная структура, длительная эксплуатация, рельсы, субмикро-нанокристаллическое состояние.

Введение

Процессы формирования и эволюции структурно-фазовых состояний и свойств поверхностных слоев рельсов при длительной эксплуатации представляют сложный комплекс взаимосвязанных научных и технических вопросов. Совершенствование режимов дифференцированной закалки длинномерных рельсов для формирования высоких эксплуатационных свойств должно базироваться на знании механизмов структурно-фазовых изменений по сечению рельсов при их длительной эксплуатации. Выявление таких механизмов возможно лишь при анализе закономерностей эволюции параметров тонкой структуры и оценки вкладов структурных составляющих и дефектной субструктуры в упрочнение рельсов при длительной эксплуатации. Градиентными называют материалы, характерной особенностью которых является закономерно изменяющиеся в объеме изделия и/или на его поверхности характеристики элементного и фазового состава, состояния дефектной субструктуры [1]. Градиентные структурно-фазовые состояния могут формироваться в материале как в результате самоорганизации дефектной субструктуры, элементного и фазового состава, инициированной различного вида внешними термодинамическими воздействиями, так и быть целенаправленно сконструированными [1-4]. Большинство используемых в технике градиентных структур искусственные. Градиентные структуры делятся на два больших класса в зависимости от их расположения в объеме материала: объемные и поверхностные.

Вполне очевидно, что при интенсивных деформационных воздействиях, реализуемых при длительной эксплуатации, могут происходить различные процессы (рекристаллизационные, релаксационные процессы, фазовые переходы, распад и образование фаз, аморфизация и т.д.), приводящие к эволюции структурно-фазовых состояний, сопровождающейся формированием градиентов структурно-фазовых состояний [5-10]. Поэтому выявление природы и закономерностей эволюции структуры, фазового состава и дефектной субструктуры в головке рельсов при длительной эксплуатации приобретает особую актуальность.

Целью настоящей работы является поиск закономерностей формирования градиентного структурно-фазового состояния в рельсовой стали перлитного класса, подвергнутой интенсивной пластической деформации путем экстремально длительной эксплуатации на железной дороге.

Материал и методики исследования

В качестве материала исследования использованы 100 метровые дифференцированно закаленные рельсы категории ДТ350, изъятые из пути на Экспериментальном кольце РЖД в Щербинке после пропущенного тоннажа 1411 млн. тонн брутто. По химическому составу металл пробы удовлетворял требованиям технических условий для стали марки Э76ХФ (С: 0.71-0.82; Si: 0.25-0.60; Mn: 0.75-1.25; Cr: 0.2-0.8; V: 0.03-0.15; Fe - основа).

Макроструктуру металла выявляли методом глубокого травления в 50 % горячем водном растворе соляной кислоты на неполном поперечном темплете (головка, шейка). Оценку макроструктуры производили в соответствии с РД 14-2Р-5-2004 «Классификатор дефектов макроструктуры рельсов, прокатанных из непрерывнолитых заготовок электростали». Микроструктуру металла изучали на шлифах, вырезанных из верхней части головки (выкружки) после травления в 4-% спиртовом растворе азотной кислоты. Исследования структуры стали проводили, используя методы оптической микроскопии (прибор Olympus GX51), сканирующей электронной микроскопии (прибор MIRA 3 Tescan) и просвечивающей электронной дифракционной микроскопии (прибор ЭМ-125) [11-14]. Объекты исследования для просвечивающей электронной микроскопии (фольги толщиной 150-200 нм) изготавливали методами электролитического утонения пластинок, расположенных у поверхности и на расстоянии 2 мм и 10 мм от поверхности, вырезанных методами электроискровой эрозии металла вдоль радиуса выкружки.

Результаты исследования и обсуждение

Установлено, что структура рельсов в слое, расположенном на расстоянии 10 мм от поверхности выкружки сформирована зернами перлита пластинчатой морфологии (рисунок 1, а). В незначительном количестве присутствуют области «вырожденного перлита» (рисунок 1, б) и зерна структурно-свободного феррита (зерна феррита, в объеме которых отсутствуют частицы цементита) (рисунок 1, в).

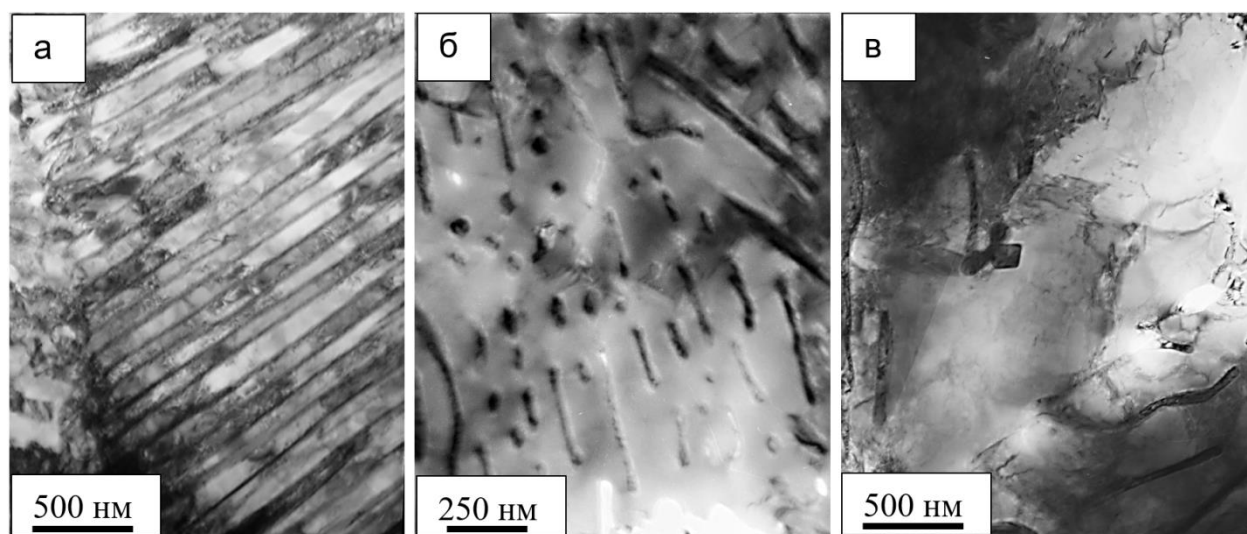


Рисунок 1 – Электронно-микроскопическое изображение структуры рельсов в слое на глубине 10 мм; а – перлит пластинчатый; б – перлит вырожденный; в – структурно свободный феррит

На расстоянии 2,0 мм от поверхности рабочей выкружки к указанным выше структурным составляющим стали добавляется перлит деформированный, содержащий пластины цементита, разрушенные на отдельные частицы, смещенные относительно друг друга (рисунок 2, а). В поверхностном слое выкружки, дополнительно к вышеуказанным, формируется структура, названная нами «феррито-карбидной смесью» (рисунок 2, б).

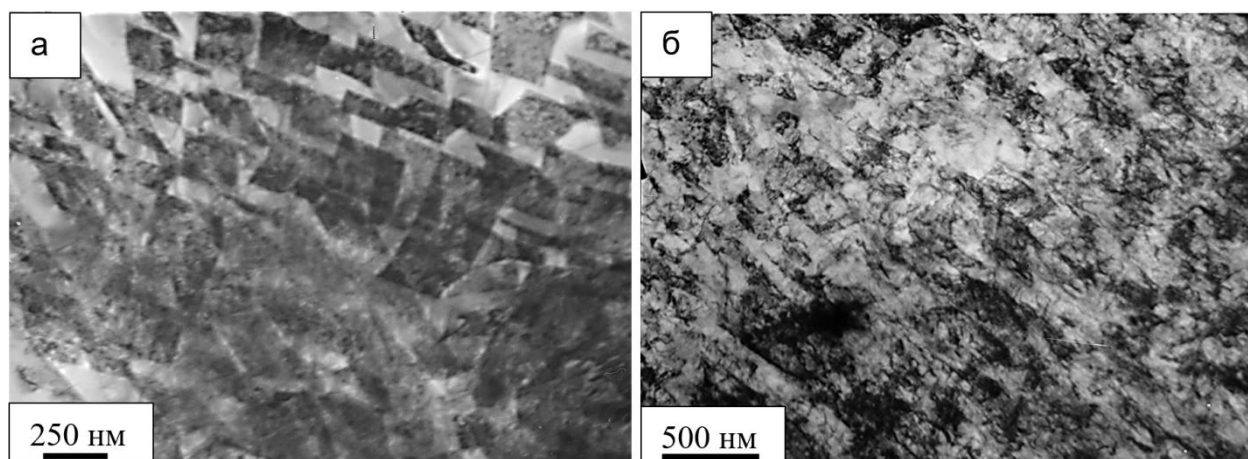


Рисунок 2 – Структура металла рельсов; а – перлит пластинчатый разрушенный; б – феррито-карбидная смесь; а – слой на глубине 2 мм; б – поверхностный слой металла рабочей выкружки

Характерной особенностью этой структуры, является наноразмерный диапазон формирующих ее зерен, субзерен и частиц карбидной фазы. Размер зерен и субзерен, формирующих данный тип структуры, изменяется в пределах (40-70) нм. Размер частиц карбидной фазы, расположенных по границам зерен и субзерен, изменяется в пределах (8-20) нм.

Методами просвечивающей электронной микроскопии установлено, что в ферритной составляющей перлитных колоний и зерен структурно свободного феррита присутствует дислокационная субструктура. Следуя классификации, приведенной в [15, 16], дислокации формируют сплетения и сетки, либо распределены хаотически. Скалярная плотность дислокаций рельсов увеличивается по мере приближения к поверхности выкружки. Наиболее интенсивно скалярная плотность дислокаций увеличивается в структуре пластинчатого перлита, наименее интенсивно – в структуре перлита вырожденного и перлита разрушенного.

Заключение

Установлено, что структура рельсов после длительной эксплуатации в слое, расположенном на расстоянии 10 мм от поверхности выкружки сформирована зернами перлита пластинчатой морфологии. В незначительном количестве присутствуют области «вырожденного перлита» и зерна структурно-свободного феррита (зерна феррита, в объеме которых отсутствуют частицы цементита). Показано, что длительная эксплуатация рельсов сопровождается формированием градиента структурных составляющих, заключающегося в закономерном изменении относительного содержания пластинчатого перлита, разрушенного перлита и структуры феррито-карбидной смеси по сечению головки рельсов. По мере приближения к поверхности выкружки рельсов относительное содержание объема металла со структурой пластинчатого перлита снижается, а со структурой разрушенного перлита и феррито-карбидной смеси увеличивается. Характерной особенностью структуры феррито-карбидной смеси, является наноразмерный диапазон формирующих ее зерен, субзерен и частиц карбидной фазы: размер зерен и субзерен, формирующих данный тип структуры, изменяется в пределах (40-70) нм; размер частиц карбидной фазы, расположенных по границам зерен и субзерен, изменяется в пределах (8-20) нм. Выявлено, что длительная эксплуатация рельсов сопровождается формированием градиента дефектной субструктуры материала, заключающегося в закономерном росте величины скалярной и избыточной плотности дислокаций.

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

ЛИТЕРАУТРА

1. Козлов Э. В. Градиентные структурно фазовые состояния в твердых телах / Э. В. Козлов, А. М. Глезер, В. Е. Громов // Известия РАН. Серия Физическая. 2003. Т. 67. №10. С. 1374.
2. Громов В. Е. Градиентные структурно-фазовые состояния в рельсовой стали. / В. Е. Громов, В. А. Берупиев, Э. В. Козлов и др. М.: Недра ком. ЛТД, 2000. 176 с.
3. Козлов Э. В. Градиентные структуры в перлитной стали. / Э. В. Козлов, В. Е. Громов, В. В. Коваленко и др. Новокузнецк: Изд. СибГИУ, 2004. 224 с.
4. Иванисенко Ю. В. Наноструктура и твердость «белого слоя» на поверхности железнодорожных рельсов / Ю. В. Иванисенко, Г. Бауманн, Г. Фехт и др. // Физика металлов и металловедение. 1997. Т. 83. №3. С. 104-111.
5. Gromov V. E. Microstructure of quenched rails. / V. E. Gromov, A. B. Yuriev, K. V. Morozov, Y. F. Ivanov. Carbide CISP Ltd, 2016.153 p.
6. Ivanisenko Yu. Microstructure modification in the surface layers of railway rails and wheels / Yu. Ivanisenko, H. J. Fecht // Steel tech. 2008. Vol. 3. № 1.Pp. 19-23.
7. Ivanisenko Yu. Shear-induced $\alpha \rightarrow \gamma$ transformation in nanoscale Fe–C composite / Yu. Ivanisenko, I. Maclaren, X. Souvage, R. Z. Valiev, H. J. Fecht // Acta Mater. 2006. Vol. 54. Pp. 1659-1669.
8. Ning J. Jang-li. Tensile properties and work hardening behaviors of ultrafine grained carbon steel and pure iron processed by warm high pressure torsion / J. Jang-li. Ning, E. Courtois-Manara, L. Kormanaeva, A. V. Ganeev, R. Z. Valiev, C. Kubel, Yu. Ivanisenko // Mater. Sci. and Eng. A. 2013.Vol. 581. Pp. 81-89.
9. Gromov V. E. Surface layer structure degradation of rails in prolonged operation / V. E. Gromov, O. A. Peregudov, K. V. Morozov, K. V. Alsaraeva, O. A. Semina, Yu. F. Ivanov // Journal of surface investigation. X-ray, synchrotron and neutron techniques. 2015. Vol. 10. № 1.Pp. 76-82.
10. Kormyshev V. E. Structural phase states and properties of rails after long-term operation / V. E. Kormyshev, V. E. Gromov, Yu. F. Ivanov, A. M. Glezer, A. A. Yuriev, A. P. Semin, R. V. Sundeev // Materials Letters. 2020. Vol. 268. Pp. 127499.
11. Egerton F. R. Physical Principles of Electron Microscopy / F. R. Egerton. Basel: Springer International Publishing, 2016. 196 p.
12. Kumar C.S.S.R. Transmission Electron Microscopy. Characterization of Nanomaterials / C.S.S.R. Kumar. New York: Springer, 2014. 717 p.
13. Carter C. B. Transmission Electron Microscopy / C. B. Carter, D. B. Williams. Berlin: Springer International Publishing, 2016. 518 p.
14. Hirsch P. Electron microscopy of fine crystals / P. Hirsch, A. Hovy, R. Nickolson et al. M.: Mir, 1968. 574 p.
15. Конева Н. А. Природа субструктурного упрочнения / Н. А. Конева, Э. В. Козлов // Известия ВУЗов. Физика. 1982. №8. С. 3-14.
16. Козлов Э. В. Эволюция дислокационной субструктуры и термодинамика пластической деформации металлических материалов / Э. В. Козлов, В. А. Старенченко, Н. А. Конева // Металлы. 1993. №5. С. 152-161.

Научное издание

**ПРОБЛЕМЫ ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ МАТЕРИАЛОВ
В УСЛОВИЯХ ВНЕШНИХ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ**

*Труды Международной
научно-практической конференции*

Под общей редакцией
Компьютерная верстка
Технический редактор

В.Е. Громов
А.Н. Гостевская
Ю.А. Рубанникова

Подписано в печать 25.02.2021 г.

Формат бумаги 60x84 1/16. Бумага писчая. Печать офсетная.

Усл. печ. л. 8,46 Уч.-изд. л. 8,95 Тираж 500 экз. Заказ № ____

Сибирский государственный индустриальный университет

654007, г. Новокузнецк, ул. Кирова, зд. 42

Издательский центр СибГИУ