

Сибирский государственный индустриальный университет, Россия
Международная высшая школа Цинхуа в Шэньчжэне, Китай
Институт физики прочности и материаловедения
Сибирского отделения Российской академии наук, Россия
Алтайский государственный технический университет
имени И.И. Ползунова, Россия
Национальный исследовательский Томский
государственный университет, Россия
Научно-образовательный центр мирового уровня "Кузбасс", Россия
Университет науки и технологий Пекина, Китай
Хуачжунский университет науки и технологий, Китай
Университет Вэньчжоу, Китай
TGL Technology LTD, Великобритания

МАТЕРИАЛЫ ВО ВНЕШНИХ ПОЛЯХ

(МВП–2024)

20 марта 2024

Труды

XIII МЕЖДУНАРОДНОГО ОНЛАЙН СИМПОЗИУМА

Новокузнецк, 2024

УДК 669.017:539.2 (06)

ББК 22.9

М 39

Редакционная коллегия:

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

д-р техн. наук, доцент Д.В. Загуляев,

д-р техн. наук, доцент С.А. Невский,

научный сотрудник лаборатории ЭМиОИ А.Н. Гостевская,

преподаватель кафедры ТиЛ А.А. Серебрякова

М 39 Материалы во внешних полях : труды XII Международного онлайн-симпозиума / под ред. В.Е. Громова, Сибирский государственный индустриальный университет. – Новокузнецк : Издательский центр СибГИУ, 2024. – 108 с.

Сборник трудов конференции содержит научные доклады в области физики конденсированных сред, основанные на научных достижениях, сгруппированные по разделам: перспективные технологии поверхностной упрочняющей обработки, проблемы прочности, пластичности материалов при внешнем энергетическом воздействии, проблемы эксплуатации материалов в экстремальных условиях, исследования высокоэнтропийных сплавов, методы получения и обработки материалов. В докладах представлены результаты, полученные экспериментальными методами и теоретическим моделированием. Актуальность выбранных направлений обосновывается ежегодно проводимыми международными конференциями, специализированными изданиями, международными проектами, посвященными поднимаемым темам.

Сборник трудов предназначен для специалистов по прочности и пластичности материалов в условиях внешних энергетических воздействий и может быть использован научно-техническими работниками, аспирантами и студентами старших курсов.

УДК 669.017:539.2 (06)

ББК 22.9

© Сибирский государственный
индустриальный университет, 2024

Содержание

Секция 1 Передовые технологии упрочняющей поверхностной обработки	7
The impact of electron beam treatment on the structure and phase composition of TiB ₂ -Ag coating formed by electrical explosion spraying A.D. Filyakov, V.V. Pochetukha, D.A. Romanov, E.S. Vashchuk, V.E. Gromov	9
Создание структуры покрытий из быстрорежущей стали с использованием технологий плазменной наплавки, последующего отпуска и электронно-пучковой обработки Г.И. Черепанова, А.С. Чапайкин, Т.П. Гусева, В.Е. Громов.....	11
Структура и свойства быстрорежущей стали после наплавки и отпуска А.Н. Емелюшин, С.С. Миненко, В.Е. Громов, А.С. Чапайкин, А.П. Семин	13
Особенности высокоэнергетического воздействия сварочного источника тепла на структуру и свойства теплостойких быстрорежущих сталей Г.Н. Вострецов, Н.Н. Малушин, Л.П. Бащенко	14
Твердость активного слоя рабочих валков холодной прокатки, сформированного многослойной плазменной наплавкой в среде азота Н.Н. Малушин, В.Е. Громов, Д.А. Романов, Л.П. Бащенко, А.Н. Гостевская ..	16
Секция 2. Проблемы прочности, пластичности материалов при внешних энергетических воздействиях	19
Расчет индуцированных токов при магнито-импульсном воздействии на кольцевой металлический цилиндр В.Д. Сарычев, Д.В. Сарычев, Т.В. Володин, А.Ю. Грановский	21
Influence of reducing magnetic field induction on formation of lead surface during destruction A.A. Serebryakova, V.V. Shlyarov, D.V. Zaguliaev.....	23
Моделирование процесса формирования глобулярного перлита в сталях В.Д. Сарычев, А.Д. Филяков, В.А. Федотова, И.И. Чумачков, В.Е. Громов	24
Дислокационная субструктура титана, подвергнутого многоциклового усталости в магнитном поле К.В. Аксёнова, В.В. Шляров, Д.В. Загуляев.....	26
Инициированный мощным пучком быстрых электронов синтез сложнооксидной керамики С.А. Гынгазов, И.П. Васильев, В.А. Болтуева, В.А. Власов	28
Влияние электронно-пучковой обработки на структуру и свойства плазменной наплавки быстрорежущей стали С.С. Миненко, Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов, А.Н. Гостевская, А.П. Семин, А.С. Чапайкин	29
Молекулярно-динамическое моделирование уменьшения пористости поверхностного слоя ОЦК кристалла, вызванной воздействием лазерных импульсов А.Н. Гостевская, А.В. Маркидонов, О.А. Кондратова	30
Оценка механизмов упрочнения умз-титана, имплантированного ионами алюминия А.В. Никоненко, Н.А. Попова, Е.Л. Никоненко.....	32
Влияние формы монокристаллов на закономерности локализации сдвиговой деформации В.А. Печковский, Т.С. Куницына, Л.А. Теплякова.....	34
Влияние интенсивной пластической деформации на структурно-фазовое состояние технически чистой меди Н.А. Попова, Е.Л. Никоненко, Ю.В. Соловьёва, В.А. Старенченко	36

Характер влияния магнитных полей на цинк и сплавы на его основе В.В. Шляров, А.А. Серебрякова, Д.В. Загуляев	38
Speckle patterns of AK10M2N samples before and after electron beam treatment D.V. Zaguliaev, A.A. Abaturova, A.A. Serebryakova, Yu. A. Shlyarova.....	40
Изучение структурно-фазовых состояний поверхностного слоя быстрорежущей стали при наплавке С.А. Невский, Л.П. Башенко, В.Е. Громов, Д.В. Шамсутдинова, Д.Д. Михайлов	42
Использование эффекта сверхпластичности для получения качественного наплавленного быстрорежущего теплостойкого металла с высокими служебными свойствами Г.Н. Вострецов, Н.Н. Малущин, Л.П. Башенко	44
Секция 3 Проблемы эксплуатации материалов в экстремальных условиях	47
Мониторинг ортогональных перемещений и ускорений поля вибрации при контроле процессов фреттинга А.Ю. Албагачиев, О.Б. Скворцов.....	49
Температурные эффекты неоднородности пластической деформации алюминия С.А. Баранникова, П.В. Исхакова.....	51
Процессы изменения прочности в электропроводящих элементах электротехнического оборудования В.И. Стащенко, О.Б. Скворцов.....	53
Оценка механизмов упрочнения рельсовой стали при деформации сжатием К.В. Аксёнова, В.Е. Громов	55
Молекулярно-динамическое моделирование кристалла PtAl А.С. Кочкин, К.А. Теников, А.Ю. Варавина	57
Математическое моделирование макролокализации пластической деформации И.Г. Вовнова, Ю.В. Соловьева, В.А. Старенченко, Я.Д. Липатникова.....	59
Упрочнение заэвтектоидной рельсовой стали после длительной эксплуатации Н.А. Попова, В.Е. Громов, Е.Л. Никоненко, М.А. Порфирьев, Ю.Ф. Иванов ..	60
Критическая субструктура в мартенситных сталях Л.А. Теплякова, Т.С. Куницына, В.А. Печковский.....	62
Электрохимическое и механическое поведение аморфного сплава на основе кобальта в кислых средах с добавками роданида калия В.А. Федоров, Д.В. Балыбин, Т.Н. Плужникова., М.В. Бойцова, А.В. Яковлев, С.Н. Плужников	64
Стадии накопления плотности порогов на винтовых дислокационных сегментах и интенсивности генерации точечных дефектов Д.Н. Черепанов....	66
Секция 4 Материалы на основе высоко- и среднеэнтروпийных сплавов, высоколегированные сплавы, методы их получения, структура, механические и функциональные свойства, механизмы деформации	69
A brief achievements of scientific school “Strength and plasticity of materials under the action of external influences” V.E. Gromov, S.V. Konovalov, S.A. Nevskii, D.V. Zagulyaev, R.E. Kryukov	71
Изменение механических свойств сплава кантора легированием ниобием и цирконием В.Е. Громов, С.В. Коновалов, М.О. Ефимов, И.А. Панченко	72
Структура сплава, полученного методом дуговой наплавки высокоэнтропийной порошковой проволокой системы Al-Co-Cr-Fe-Mn Р.Е. Крюков, А.Р. Михно, И.А. Панченко, С.В. Коновалов, И.А. Махнев.....	73
Структурно-фазовые состояния и свойства магнитомягкой ленты А.П. Семин,	

В.Е. Громов, С.В. Боровский, П.С. Могильников, Б.А. Корниенков, С.В. Панин, Ю.Ф. Иванов, Е.А. Колубаев, И.Ю. Литовченко	75
Влияние облучения электронными пучками на структуру и свойства высокоэнтروпийного сплава CoCrFeNiMn М.О. Ефимов, И.А. Панченко, В.Е. Громов, С.В. Коновалов.....	76
Получение и исследование высокоэнтропийных сплавов системы Cr-Co-Ni М.М. Баженова, И.А. Панченко, С.В. Коновалов, Д.А. Бессонова, В.М. Альжев	77
Исследование высокоэнтропийного сплава $CO_{20}CR_{20}ZR_{20}MN_{20}NI_{20}$ В.К. Дробышев, И.А. Панченко, С.В. Коновалов, А.Н. Гостевская.....	79
Секция 5 Методы получения и обработки металлических и неметаллических материалов конструкционного и функционального применения	82
Механизмы упрочнения рельсов из заэвтектоидной стали после экстремально длительной эксплуатации М.А. Порфирьев, Н.А. Попова, В.Е. Громов, О.А. Кондратова, Е.Л. Никоненко	84
Разработка технологии упрочнения сталей высокой твёрдости и износостойкости С.В. Райков, В.Е. Громов, Н.Н. Малушин, К.А. Худаев.....	85
Микроструктура и фазовый состав интерметаллидных сплавов системы Ni-Al, полученных методом двухпроволочного электронно-лучевого аддитивного производства Е.Г. Астафурова, С.В. Астафуров, Е.В. Мельников, Е.А. Колубаев	86
Термообработка среднетемпературных электродных каменноугольных пеков Р.Ю. Ковалев, Т.М. Наймушина, А.П. Никитин.....	88
Выделение асфальтенов из каменноугольных электродных пеков Р.Ю. Ковалев, А.П. Никитин	90
Термообработка электродного пека Р.Ю. Ковалев, Т.М. Наймушина.....	92
Development of filler materials in the form of rods for applying functional coatings from aluminum-based composite materials reinforced with carbide and intermetallic particles R.S. Mikheev, P.A. Vykov, I.E. Kalashnikov, L.I. Kobeleva.....	94
Электромагнитная и виброакустическая модели электропластического эффекта О.Б. Скворцов, В.И. Стащенко	96
Влияние наплавки порошковой проволокой на упрочнение стали 20 Н.А. Попова, А.Н. Смирнов, Е.Л. Никоненко, Н.В. Абабков, В.Л. Князьков, Е.Е. Левашова.....	98
Структура и свойства заэвтектического силумина Al-15%Si Ю.А. Шлярова, В.В. Шляров, А.А. Серебрякова, Д.В. Загуляев	100
Электронно-микроскопические исследования зоны контакта наплавки быстрорежущей стали Ю.Ф. Иванов, А.С. Чапайкин, С.С. Миненко, В.Е. Громов, О.А. Кондратова, А.П. Семин.....	101
Использование ультразвуковых колебаний в процессах интенсивной пластической деформации В.В. Рубаник, В.В. Рубаник мл., М.С. Ломач, С.В. Гусакова, Wenjing Wang, Xuefeng Liu, Yaohua Yang.....	102
Структурные свойства Li-Sm ферритов, изготовленных традиционным и электронно-пучковым спеканием В.А. Власов, Е.Н. Лысенко, Ю.С. Елькина,	

Е.В. Николаев, А.П. Суржиков.....	103
Электронно-пучковое спекание литиевой ферритовой керамики, изготовленной методом 3D печати Е.Н. Лысенко, Е.В. Николаев, В.А. Власов, А.С. Свирков, А.П. Суржиков	105

Секция 1

Передовые технологии упрочняющей поверхностной обработки

THE IMPACT OF ELECTRON BEAM TREATMENT ON THE STRUCTURE AND PHASE COMPOSITION OF TiB₂-Ag COATING FORMED BY ELECTRICAL EXPLOSION SPRAYING

A.D. Filyakov^{1*}, V.V. Pochetukha¹, D.A. Romanov¹, E.S. Vashchuk^{1,2}, V.E. Gromov

¹ Siberian State Industrial University, Novokuznetsk 654007, Russia;

² Department of Economics and Natural Sciences, Prokopyevsk branch campus of T.F. Gorbachev Kuzbass State Technical University, Prokopyevsk, 653039, Russia;

*Correspondence: filyakov.1999@mail.ru

Abstract: The instability of the electrical explosion spraying process affects coating quality and structure. To address this, electron beam treatment was employed to enhance the surface and structure of TiB₂-Ag metal matrix composite coatings. Characterization involved surface macro- and microanalysis, XRD, cross-section SEM, and TEM. The phase composition varied among samples, but electron beam treatment normalized it, with Ag TiB₂ B₂O becoming the primary phase. Higher pulse energy density and duration reduced the low-melting Ag phase and induced copper contact phase formation due to excess electron beam energy. The coating structure comprised a silver matrix with TiB₂ inclusions. Electron beam treatment preserved this structure but transformed the microstructure into a cellular crystallization pattern. The silver matrix exhibited a nanocrystalline structure with average crystal sizes ranging from tens to hundreds of nanometers.

Keywords: electrical explosion spraying; electron beam treatment; metal matrix composite; microstructure; nanostructure; phase composition; surface morphology.

Moving electrical contacts play a critical role in ensuring the safety of modern power management systems across various voltage networks. Improving the properties of contact materials is a primary concern in materials engineering.

Although silver offers superior conductivity, its high cost presents economic challenges. Copper, while more cost-effective and nearly as conductive, lacks oxidation resistance. Plating copper with a silver-based coating offers a practical solution by reducing silver usage.

Electrical explosion spraying, despite its effectiveness, has limitations. Thick conductors required for composite coatings lead to instability as thickness increases. Electron beam treatment offers a promising avenue for enhancing coatings produced via this method.

This study investigates the effects of electron beam treatment on the structure and phase composition of TiB₂-Ag coatings prepared via electrical explosion spraying.

The TiB₂-Ag coating was applied via electrical explosion spraying on a copper substrate (grade M00) using the experimental EVU 60/10 M machine. This machine, designed by the authors, comprises inner cylindrical and outer ring electrodes separated by an insulating insert with a discharge working chamber (nozzle). The high-density current generated by pulse discharge causes a composite conductor to explode via ohmic heating, spraying the explosion products onto the sample's surface. The electric explosion delivers an absorbed power density of 5.5 GW/m², creating a shock-compressed layer with pressure near the surface of ~12.5 MPa, with residual gas pressure in the working chamber of ~100 Pa. The plasma temperature on the nozzle cut reaches ~104 K, and the pulse time is ~100 μs. The resulting electrical explosion product forms a multi-component plasma jet, melting the surface sample during a short period. A new composite electrically exploded conductor with thinner fastener silver foil and TiB₂ powder mass was designed to reduce material losses.

Prepared samples were treated with impulse electron beam using the "SOLO" pulse electron beam generator, with parameters including accelerated electron energy of 2–20 keV, electron beam current of 20–200 A, pulse duration of 30–200 μs, and pulse repetition frequency of 1–20 Hz. The coating structure and element composition were characterized using XDR, SEM/EDS, and TEM.

The coating structure and element composition were characterized using XRD, SEM/EDS, and TEM.

Surface micro-morphology analysis of Area I reveals multiscale roughness, with the base formed by melt flow and hydrodynamic instabilities, droplets, and craters of varying sizes. Electron Dispersion Spectroscopy (EDS) analysis identifies copper traces due to nozzle surface ablation during plasma jet exposure.

XRD analysis reveals phase variations among samples, with distinct phases found in pairs of samples. Sample 1 exhibits two copper oxide phases due to nonequilibrium conditions, while Sample 2 contains oxide copper and substrate copper phases. Sample 3 presents a unique phase composition with no copper-containing phases, dominated by B_2O_3 .

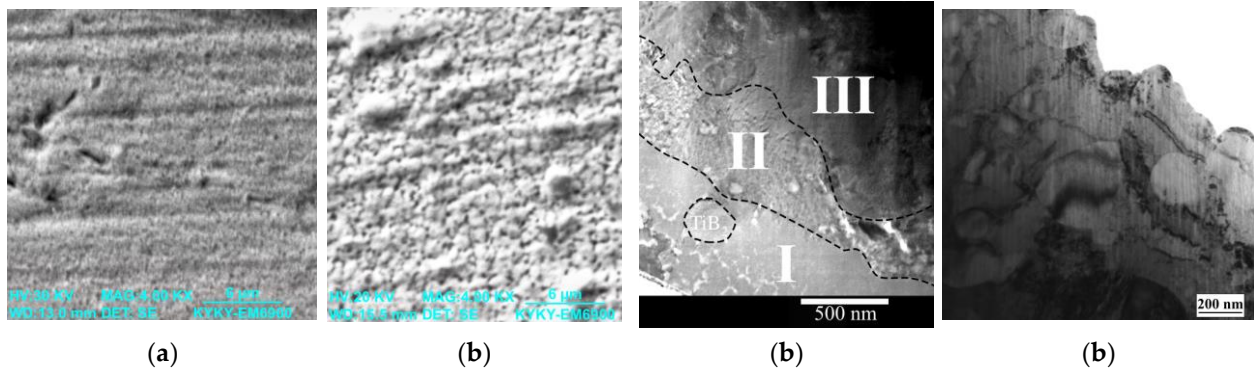


Figure – The SEM images of TiB_2 –Ag coating microstructure after (a) electrical explosion spraying and (b) electron beam treatment in mode No. 3. (c) TEM bright-field image of the TiB_2 –Ag coating layer located at a 200–1000 nm distance from the surface and (d) TEM bright-field image of the TiB_2 –Ag coating layer located at a distance of 200 nm–23.5 μm from the surface after electron beam treatment

Cross-sectional microstructures depict uniform dispersion of TiB_2 particles in the Ag matrix, with particle sizes ranging from 3.64 to 3.44 μm . The matrix exhibits a porous structure, with pores consolidating into larger pores and holes, contributing to adhesive bonding.

TEM analysis shows a matrix of layers containing TiB_2 particles, indicating stability in the silver matrix and the formation of new compounds during spraying. The spraying method's instability affects phase composition and surface characteristics, influenced by the initial location and form of the powder component on the foil.

The spraying process involves a high-speed jet impacting the substrate, creating a typical two-phase flow. The powder component's location and form on the foil influences plasma flux formation and coating spraying results. Further studies are needed to optimize these parameters for improved coating quality.

After electron beam treatment, surface micro-morphology analysis reveals smoothed surface roughness, attributed to rapid heating and cooling, aided by surface tension forces in a vacuum. Titanium inclusions with bubbles around them, forming groups and clusters, are observed, indicating consolidation of liquid TiB_2 particles due to electron beam impact.

XRD analysis of the samples post-electron beam treatment reveals changes in phase composition. Increasing electron beam pulse energy and time reduces the Ag 225 phase while increasing the mass fraction of refractory phases like TiB , Ti , and B_2O . Samples treated with higher energy regimes exhibit copper-containing phases, suggesting silver matrix evaporation.

Cross-sectional microstructures depict a decrease in coating thickness and an increase in clusters and big inclusions. The cellular microstructure of the silver matrix is observed and attributed to capillary instability during rapid cooling. TEM images reveal nanosized grains with varied morphology, exhibiting dislocation lines and fused TiB_2 particles.

TEM images show nanosized grains and fused TiB_2 particles. Electron beam treatment induces significant changes in phase composition and microstructure, impacting mechanical and electrical properties.

УДК 621.78.001, 621.81

СОЗДАНИЕ СТРУКТУРЫ ПОКРЫТИЙ ИЗ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ТЕХНОЛОГИЙ ПЛАЗМЕННОЙ НАПЛАВКИ, ПОСЛЕДУЮЩЕГО ОТПУСКА И ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ

Черепанова Г.И., Чапайкин А.С., Гусева Т.П., Громов В.Е.

Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия

e-mail: glcherepanova5@gmail.com

Аннотация. С использованием методов световой и сканирующей электронной микроскопии были изучены структуры многослойных покрытий, полученных путем плазменной наплавки порошковой проволоки в атмосфере аргона и азота на подложке из стали 30ХГСА, изготовленной из быстрорежущей стали Р18Ю. Обнаружено, что покрытия обладают разориентированной дендритной структурой, где характерный размер осей первого порядка составляет 100 мкм и практически не меняется на протяжении глубины покрытия.

Ключевые слова: *быстрорежущая сталь, легирование, плазменная наплавка, высокотемпературный отпуск, электронно-пучковая обработка, микроструктура, микротвердость.*

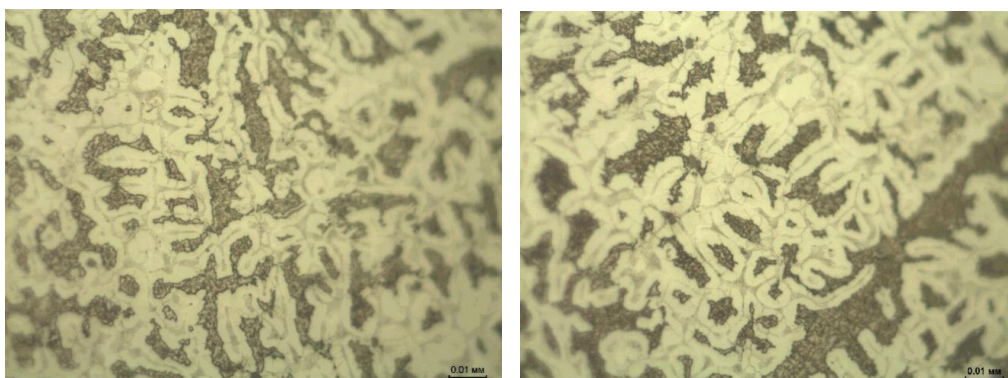
В последние десятилетие все чаще при производстве отливок и нанесении покрытий в качестве легирующего элемента применяется азот. Это способствует улучшению эксплуатационных характеристик за счет высокой твердости образующихся нитридов и твердых растворов, таких как износостойкость и коррозионная стойкость. Для защиты от износа тяжело нагруженных поверхностей деталей машин, используемых в металлургической и горной промышленности, широко применяются плазменная сварка и наплавка. Эти процессы включают использование разнообразных материалов для сварки и наплавки, включая быстрорежущие теплостойкие стали высокой твердости, такие как Р18, Р6М5, Р2М9 и другие [1-4]. Они позволяют внедрять различные химические элементы в металл, включая азот, и отличаются высокой эффективностью. В последние годы активно развиваются новые методы и технологии термической обработки металлических изделий с использованием концентрированных потоков энергии. Одним из наиболее перспективных методов обработки сталей является импульсно-периодическая электронно-пучковая обработка [5].

Цель данного исследования заключается в изучении особенностей формирования структуры и свойств покрытий при плазменной наплавке порошковой проволокой стали Р18Ю в азотной среде, в процессе высокотемпературного отпуска, а также при последующей обработке электронным пучком.

В процессе создания покрытия, были использованы пять слоев с толщиной до 10 мм, которые были размещены на установке для плазменной наплавки тел вращения. Наплавка заготовок валковой стали 30ХГСА осуществлялась при помощи плазменной дуги, которая включала в себя подачу в сварочный аппарат нетоковедущей присадочной порошковой проволоки ПП-Р18Ю. Четырехкратный высокотемпературный отпуск проводили при температуре 580 °С в течение 1 ч, принятому для стали Р18. Электронно-пучковую обработку поверхностного слоя наплавленного покрытия проводили на установке «СОЛО» ИСЭ СО РАН при энергии электронов 18 кэВ, длительности импульсов 50 мкс и частоте следования 0,3 Гц. Плотность энергии пучка электронов составляла 10 Дж/см². Испытания проводились с использованием светового оптического микроскопа OLYMPUS GX-51 и сканирующего электронного микроскопа KYKY-ЕМ6900 с термоэмиссионный вольфрамовый катодом и оснащен микрозондовой приставкой. Относительное расстояние

между объектом и объективной линзой составляло 15 мм. Для определения микротвердости поверхностных слоев покрытий после наплавки и после отпуска был использован метод Виккерса. Нагрузка на индентор составляла 1 Н, с шагом 100 мкм было получено десять отпечатков. После электронно-пучковой обработки измерения микротвердости проводились на глубине 30-50 мкм внутри зерен вдоль поверхности наплавленного слоя при ЭПО слоя. Использовали прибор HVS-1000A.

Дисперсность структуры заметно не изменяется с глубиной. Это связано с небольшой толщиной (около 2 мм) отдельных наплавляемых слоев и, соответственно, близкими скоростями охлаждения по глубине каждого наплавленного за один проход слоя. На рисунке 1 показана микроструктура многослойного наплавленного покрытия на различной глубине. Отчетливо видна дендритная структура. Отдельные дендриты, оси первого порядка которых ориентированы по отношению к поверхности случайным образом, достигают длины 100 мкм.



a

б

Рисунок 1 – Микроструктура наплавленного слоя Р18Ю на расстоянии 2 мм (*a*) и на расстоянии 4 мм (*б*) от поверхности. $\times 1000$. Световая микроскопия

Вывод

Многослойные покрытия быстрорежущей стали Р18Ю получают путем многослойной плазменной наплавки порошковой проволокой в среде азота. Эти покрытия имеют дендритную структуру с характерным размером осей первого порядка около 100 мкм, который практически не меняется с глубиной. При более детальном рассмотрении видно, что границы зерен содержат карбидную сетку размером от 10 до 100 мкм, окаймленную слоем однородного металла. После высокотемпературного отпуска при 580 °С происходит рост мартенситных игл, и их видимые размеры на шлифе достигают от 2 до 6 мкм. Микротвердость покрытий увеличивается от 472 до 528 HV_{0,1}. При электронно-пучковой обработке происходит частичное залечивание микротрещин и отпуск мартенсита, что приводит к повышению средней микротвердости до 628 HV_{0,1}.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-19-00186, <https://rscf.ru/project/23-19-00186>.

Библиографический список

1. Соснин Н.А., Ермаков С.А., Тополянский П.А. Плазменные технологии. Сварка, нанесение покрытий, упрочнение. Москва: Машиностроение, 2008, с.406.
2. Походня И.К., Шлепаков В.Н., Максимов С.Ю., Рябцев И.А. Исследования и разработки ИЭС им. Е.О. Патона в области электродуговой сварки и наплавки порошковой проволокой (Обзор). Автоматическая сварка, 2010, №12 (692), с.34-42.
3. Кондратьев И.А., Рябцев И.А. Порошковые проволоки для наплавки стальных валков горячей прокатки. Автоматическая сварка, 2014, №6-7, с.99-100.

4. Малушин Н.Н., Громов В.Е., Романов Д.А. и др. Структура быстрорежущего сплава после плазменной наплавки в среде азота и термообработки. Изв. вузов. Черная металлургия, 2020, т.63, №9, с.707-715.

5. Коваль Н.Н., Иванов Ю.Ф. Электронно-пучковая модификация поверхности покрытий. Известия вузов. Физика, 2011, №11/3, с.103-111.

УДК 621.791.92

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ ПОСЛЕ НАПЛАВКИ И ОТПУСКА

Емелюшин А.Н.¹, Миненко С.С.², Громов В.Е.², Чапайкин А.С.², Семин А.П.²

¹Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, г.
Магнитогорск, Россия

e-mail: emelushin@magtu.ru

²Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия
e-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

Для деталей машин и механизмов металлургического оборудования, работающих в условиях абразивного износа и высоких температур, широко применяются быстрорежущие стали Р18, Р12, Р9 и другие. В последние годы наметилась тенденция замены вольфрамовых сталей вольфрамомолибденовыми и молибденовыми экономно-легированными сплавами, дополнительно легированными азотом и ванадием (Р6М5, Р8М3, Р6М3 и типа М8, М10 (по марочнику США) и Р2М8). В этих сталях вольфрам заменяется более дешевым и доступным молибденом в соотношении $Mo:W = 1:(1,4 \div 1,5)$. Легирование азотом быстрорежущих сталей позволяет повысить их отпускостойчивость и износостойкость при повышенных температурах. Высокие служебные характеристики такие быстрорежущие стали приобретают после сложной термической обработки (закалка с высоких температур $t_{зак} = 1220 \div 1270$ °С и высокотемпературный трехкратный отпуск $t_{отп.} = 560 \div 580$ °С). Проведение такой термической обработки деталей из теплостойких сталей вызывает технологические трудности и приводит к значительному удорожанию таких деталей. Выплавка быстрорежущих сталей с повышенным содержанием азота также имеет определенные сложности, что связано с трудностью контроля его содержания и обеспечения высокой усвояемости азота расплавом. Эти затруднения могут быть успешно преодолены при получении быстрорежущих сплавов с помощью плазменной наплавки в среде азота порошковыми проволоками.

Цель настоящей работы – оптимизация режима высокотемпературного отпуска наплавленного в азоте экономнолегированной стали Р2М9ЮАТ, а также определение влияния отпуска на его структуру и микротвердость.

Исследовали наплавленную быстрорежущую сталь Р2М9ЮАТ, дополнительно легированную алюминием и азотом, следующего химического состава, масс. %: С 0,89; Cr 3,47; W 1,86; Mo 7,98; V 0,87; Ti 0,64; Al 1,54; N 0,10. В качестве основного металла использовали низколегированную хромокремнемарганцевую сталь 30ХГСА (с хорошей свариваемостью) следующего химического состава, масс. %: С 0,3; Cr 0,9; Mn 0,8; Si 0,9.

Наплавку образцов осуществляли на модернизированной установке для плазменной наплавки порошковыми проволоками УД–417Д. Образцы наплавливали плазменной дугой на обратной полярности с подачей в сварочную ванну нетоковедущей присадочной порошковой проволоки ПП-Р2М9ЮАТ. Использование сжатой дуги обратной полярности позволяет устранить трудоемкие, усложняющие технологический процесс наплавки операции по предварительной очистке поверхности изделия. В этом случае очистка наплавливаемой поверхности от загрязнений происходит непосредственно в процессе наплавки за счет эффекта катодного распыления. Кроме того при наплавке на обратной полярности достигается и меньшее разбавление наплавленного металла основным металлом. Для исключения образования пористости при плазменной наплавке в среде азота, в состав

наполнителя наплавочной порошковой проволоки введен алюминий в количестве 1,54 % масс., связывающий избыточный азот в нерастворимые в расплаве соединения нитрида алюминия.

Уточнен режим высокотемпературного отпуска быстрорежущей стали Р2М9ЮАТ. Режим высокотемпературного отпуска: температура нагрева 560 – 580 °С, время выдержки 1 ч, количество отпусков 4.

Установлено, что распределение микротвердости наплавленного слоя в состоянии после плазменной наплавки характеризуется значительной неравномерностью. Микротвердость изменяется от минимального значения 4,68 до 5,93 ГПа. Четырехкратный высокотемпературный отпуск при температурах 560 – 580 °С приводит к превращению остаточного аустенита в мартенсит и выделению дополнительного количества карбидов и карбонитридов. Микротвердость наплавленного металла после отпуска возросла до 7,48 ГПа, а ее распределение стало более однородным.

Показано, что многослойная плазменная наплавка в защитно-легирующей среде азота быстрорежущей сталью Р2М9ЮАТ позволяет получать качественный наплавленный слой в закаленном состоянии без трещин, пор и дефектов макро- и микроструктуры благодаря благоприятному влиянию азота на структурообразование.

Установлено, что структура наплавленной стали представляет собой мартенсит отпуска, по границам зерен располагаются карбиды и карбонитриды на основе железа, вольфрама, хрома, молибдена, алюминия (Me_6NC и AlN).

УДК 621.791.92

ОСОБЕННОСТИ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ СВАРОЧНОГО ИСТОЧНИКА ТЕПЛА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ТЕПЛОСТОЙКИХ БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ

Вострецов Г.Н.¹ Малушин Н.Н.² Бащенко Л.П.²

¹*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого
Санкт-Петербург, Россия*

²*Сибирский государственный индустриальный университет
г. Новокузнецк, Россия, e-mail: nmalushin@mail.ru*

Аннотация. Проведены исследования формирования структуры и свойств наплавленного теплостойкого металла типа стали марки Р2М8Ю. Сформулированы основные требования к термическому циклу наплавки быстрорежущими сталями. Установлено, что технология наплавки и наплавочные материалы позволяют получить качественный наплавленный сплав без трещин, пор и дефектов макро- и микроструктуры.

Ключевые слова: термический цикл, наплавка, быстрорежущие стали.

Непрерывное совершенствование и развитие новых технологических процессов, стремление повысить эффективность оборудования, а также появление новых видов техники привели к необходимости еще большего повышения надежности и долговечности деталей машин и инструмента с использованием быстрорежущих сталей высокой твердости.

Одним из путей изготовления и восстановления изношенных деталей машин и инструмента является комплексное использование наплавки и последующей термической обработки. Вопросы технологической свариваемости быстрорежущих теплостойких быстрорежущих сталей высокой твердости на протяжении многих лет являются предметом серьезного внимания [1, 2].

Цель работы: оценить влияние термического цикла наплавки на формирование структуры и на свойства наплавленной быстрорежущей стали типа Р2М8Ю.

Роль предварительного подогрева быстрорежущего теплостойкого металла перед наплавкой заключается в подготовке металла к восприятию термоциклических нагрузок,

возникающих при наплавке. При этом решается вопрос о необходимости достижения высокой твердости основного металла, обусловленной системой легирования. Термический цикл предварительного подогрева быстрорежущей теплостойкой стали перед наплавкой включает нагрев металла в область температур образования аустенита, выдержку для гомогенизации твердого раствора и охлаждение его до температуры наплавки. Температуру нагрева и длительность выдержки при этом выбирают исходя из необходимости максимального растворения карбидообразующих легирующих элементов в аустените.

Проведение исследований формирования структуры и свойств наплавленного теплостойкого металла (типа стали марки P2M8Ю) позволили определить температуру предварительного подогрева перед наплавкой 1150 – 1200 °С. При таких температурах подогрева достигается максимально возможное насыщение твердого раствора вольфрамом, молибденом и хромом при сохранении достаточно мелкого зерна (балл 9-10). Содержание элементов в аустените достигает: вольфрама – 1,25...1,30 %, молибдена – 6,3...6,5 % и хрома – 3,4 %. Высокое содержание легирующих элементов в аустените увеличивает его устойчивость при диффузионном превращении и снижает вероятность возникновения трещин при наплавке. На стадии охлаждения основной целью является сохранение высокой легированности твердого раствора, предотвращение образования трещин.

Пересыщенный аустенит склонен к интенсивному выделению легирующих элементов уже в области выше критических температур ($>A_1$) при охлаждении. Снятие «пересыщения» аустенита легирующими элементами и углеродом приводит к образованию хрупких участков металла, в которых наблюдается повышенное содержание избыточных карбидов типа Me_6C по границам зерен. Увеличение скорости охлаждения в интервале критических температур способствует подавлению диффузионных процессов выделения карбидообразующих элементов и углерода из твердого раствора. Замедленное охлаждение металла при температурах наплавки (в области температур начала мартенситного превращения M_n) приводит к стабилизации аустенита и позволяет снижать уровень возникающих при наплавке напряжений. Снижение уровня термических и структурных напряжений происходит за счет сверхпластичности (повышенной пластичности) металла при полиморфном ($\gamma \rightarrow \alpha$)-превращении. Например, для стали марки P2M8Ю оптимальная степень переохлаждения ниже M_n составляет 30 – 50 °С. Переохлаждение металла до более низких температур приводит к образованию достаточно большого количества мартенсита и в значительной степени снижает пластичность металла [2; 3].



Рисунок – Общий вид наплавленных ПП-P2M8Ю валков для прокатки трансформаторной стали

Можно сформулировать основные требования к термическому циклу предварительного подогрева быстрорежущей теплостойкой стали перед наплавкой:

- нагрев детали перед наплавкой для перевода металла в аустенитное состояние;
- ускоренное охлаждение металла в области минимальной устойчивости аустенита для предотвращения обеднения аустенита и образования избыточной карбидной фазы;
- замедленное охлаждение в области мартенситного превращения и стабилизация аустенита

при температурах наплавки [3; 4].

Подготовленная таким образом быстрорежущая теплостойкая сталь перед наплавкой имеет высоколегированный твердый раствор, способна без разрушения воспринимать термоциклические нагрузки при наплавке, склонна к последующему упрочнению при отпуске на вторичную твердость (до 64 HRC).

Основные требования к термическому циклу предварительного подогрева и наплавки теплостойких быстрорежущих сталей легли в основу разработки способа восстановительной наплавки рабочих валков для прокатки трансформаторной стали на Санкт-Петербургском прокатном заводе.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда №23-19-00186, <https://rscf.ru/project/23-19-00186>

Библиографический список

1. Гуляев А.П., Гуляев А.А. Металловедение. М.: Альянс, 2012. 643 с.
2. Наплавка порошковой проволокой деталей металлургического оборудования / Н.А. Козырев, Г.Н. Вострецов, Р.Е. Крюков, Д.А. Титов. Новокузнецк: СибГИУ, 2017. 179 с.
3. Вострецов Г.Н. Деформационная способность наплавленного теплостойкого металла типа Р2М8 при мартенситном превращении // Вестник СибГИУ. 2012. № 1. С. 7-10.
4. Упрочнение теплостойких сплавов плазмой в среде азота: монография / Н.Н. Малушин, В.Е. Громов, Д.А. Романов, Л.П. Бащенко, О.А. Перегудов. Новокузнецк: ООО «Полиграфист», 2022. 232 с.

УДК 621.791.92

ТВЕРДОСТЬ АКТИВНОГО СЛОЯ РАБОЧИХ ВАЛКОВ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКИ, СФОРМИРОВАННОГО МНОГОСЛОЙНОЙ ПЛАЗМЕННОЙ НАПЛАВКОЙ В СРЕДЕ АЗОТА

Малушин Н.Н., Громов В.Е., Романов Д.А., Бащенко Л.П., Гостевская А.Н.

*Сибирский государственный индустриальный университет
г. Новокузнецк, Россия. e-mail: nmalushin@mail.ru*

Аннотация. Исследованы распределения макротвердости, микротвердости и структуры поверхностного слоя рабочих валков холодной прокатки из теплостойкого сплава типа стали Р18Ю, сформированного плазменной наплавкой в защитно-легирующей среде азота. Установлено, что технология наплавки и наплавочный материал позволяют получить качественный наплавленный сплав без трещин, пор, шлаковых включений и дефектов макро- и микроструктуры,

Ключевые слова: плазменная наплавка в среде азота, распределение твердости.

Приоритетным направлением развития современного машиностроительного производства является повышение стойкости прокатных валков. Рабочие валки станов холодной прокатки работают в тяжелых условиях с большими статическими и динамическими нагрузками и должны обладать высокой прочностью, пластичностью и износостойкостью [1]. Материал рабочих валков и технология их изготовления должны обеспечивать ряд требований, основными из которых являются:

1. Высокая и равномерная твердость. Валки должны соответствовать классу А (ГОСТ 3541 – 79, статус действующий) с твердостью бочек 95 – 102 HSh и шеек 30 – 55 HSh.
2. Глубина активного слоя должна составлять не менее 5 % радиуса бочки.
3. Высокая термическая устойчивость (до 350 – 400 °С) при общем и локальном разогреве.
4. Высокая износостойкость.
5. Отсутствие металлургических дефектов и загрязнений (грубых неметаллических включений) в стали, флокенов, грубых скоплений карбидов, карбидной сетки,

крупноигльчатого мартенсита и других дефектов макро- и микроструктуры, а также дефектов механической обработки [1].

В Сибирском государственном индустриальном университете (СибГИУ) разработана технология изготовления рабочих валков холодной прокатки, основой которой является плазменная наплавка в среде азота активным слоем быстрорежущими сталями (P18Ю, P2M9Ю и др.). Плазменная наплавка нетоковедущей порошковой проволокой по регулируемому термическому циклу с использованием эффекта повышенной пластичности позволяет получать наплавленный металл в закаленном состоянии без трещин и других дефектов наплавки и структуры с твердостью наплавленного слоя 52 – 57 HRC. Высокотемпературный отпуск наплавленного валка увеличивает твердость поверхностного слоя до 62 – 64 Н, Основные этапы технологического процесса изготовления наплавленных валков: механическая обработка заготовки под наплавку, плазменная наплавка в среде азота, высокотемпературный отпуск наплавленного валка, окончательная механическая обработка, контроль качества наплавки активного слоя. Наплавленные быстрорежущие стали, легированные азотом и алюминием, обладают повышенной твердостью и износостойкостью, что подтверждено результатами промышленных испытаний прокатных валков [2; 3].

Цель настоящей работы – определение твердости активного слоя валков холодной прокатки, сформированного многослойной плазменной наплавкой в среде азота.

Твердость бочек и шеек рабочих валков холодной прокатки проверяли при помощи склероскопа Шора. Результаты замера твердости по длине бочки наплавленного и закаленного валков представлены на рисунке. Твердость бочек наплавленных валков на 5 – 8 единиц HSh выше твердости применяемых на заводе закаленных валков и достигает значений 100 – 102 HSh. Разброс по твердости не превышал 2 – 4 HSh. Твердость шеек наплавленных валков ниже, чем у валков из стали 9ХФ.

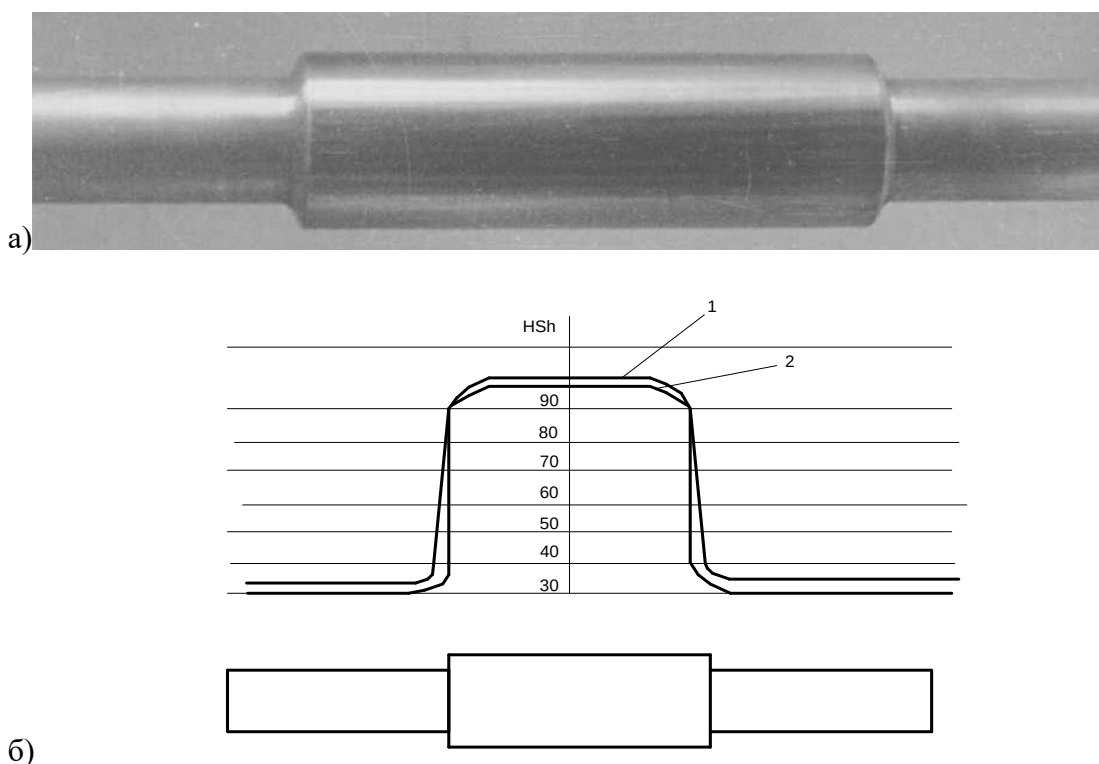


Рисунок – Общий вид наплавленного рабочего валка после механической обработки (а) и распределение твердости по длине валка (б):

1– наплавленного ПП – P18ЮН; 2 – закаленного из стали 9ХФ

По твердости поверхностных слоев наплавленные валки соответствуют рабочим валкам класса А согласно ГОСТ 3541 – 79.

Проверка глубины закаленного слоя производилась в соответствии с ГОСТ 3541 – 79 после окончательной термической обработки наплавленных валков на поперечных темплетах, вырезанных из валков. Глубина закаленного слоя наплавленных валков достигает 10 – 12 мм. На темплетах видно, что внутренних дефектов в наплавленном металле (пор, трещин и шлаковых включений) нет. Это подтвердили данные магнитной и ультразвуковой дефектоскопии.

Вывод: рабочие валки, изготовленные с применением плазменной наплавки активного слоя быстрорежущими сталями, удовлетворяют основным требованиям ГОСТ 3541 – 79 к рабочим валкам класса А станов холодной прокатки [1].

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-19-00186, <https://rscf.ru/project/23-19-00186>

Библиографический список

1. ГОСТ 3541 – 79 (статус действующий). Валки стальные кованные для холодной прокатки металлов. Технические требования.
2. Малушин Н.Н., Валуев Д.В. Обеспечение качества деталей металлургического оборудования на всех этапах их жизненного цикла путем применения плазменной наплавки теплостойкими сталями. Томск: Изд-во НТЛ, 2013. 358 с.
3. Упрочнение теплостойких сплавов плазмой в среде азота: монография / Н.Н. Малушин, В.Е. Громов, Д.А. Романов, Л.П. Бащенко, О.А. Перегудов. Новокузнецк: ООО «Полиграфист», 2022. 232 с.

Секция 2.

*Проблемы прочности, пластичности
материалов при внешних
энергетических воздействиях*

РАСЧЕТ ИНДУЦИРОВАННЫХ ТОКОВ ПРИ МАГНИТО-ИМПУЛЬСНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ НА КОЛЬЦЕВОЙ МЕТАЛЛИЧЕСКИЙ ЦИЛИНДР

Сарычев В.Д., Сарычев Д.В., Володин Т.В., Грановский А.Ю.

Сибирский государственный индустриальный университет г. Новокузнецк, Россия,

e-mail: sarychev_vd@mail.ru

Аннотация. Получено аналитическое решение для осесимметричных вихретоковой задачи для кольцевого проводника. Выведенное соотношение может быть использовано для расчета распределения температур по радиусу при магнитном импульсном воздействии. Разработанный подход предполагается использовать для настройки численной модели и предварительной оценки технологических параметров.

Ключевые слова: импульсное магнитное поле, магнито-импульсное воздействие на металлы и сплавы.

Модификация поверхности с помощью концентрированных потоков энергии является широкомасштабной областью современных технологий создания микро-и наноструктур вблизи поверхности. Перспективным способом бесконтактного воздействия на поверхность является метод магнитно – импульсного воздействия [1,2]. Такое воздействие создается путем разряда конденсаторов на индуктор, который выполнен из медной прямоугольной шины с одним витком толщиной r_3-r_2 . Внутри индуктора помещается кольцевой стальной проводник толщиной r_2-r_1 . У кольцевого проводника скин-эффект реализуется на внутренней и внешней поверхностях. В настоящей работе получены уравнения для векторного потенциала, исходя из уравнений Максвелла для проводящих и непроводящих сред с соответствующими граничными условиями и получено аналитическое решение краевой задачи.

Уравнения Максвелла

$$\operatorname{rot} \bar{B} = \bar{j} + \frac{\partial \bar{D}}{\partial t}, \operatorname{rot} \bar{E} = -\frac{\partial \bar{B}}{\partial t}, \operatorname{div} \bar{B} = 0, \operatorname{div} \bar{D} = \rho \quad (1)$$

Воспользуемся материальными соотношениями

$$\bar{j} = \sigma \bar{E} + \bar{j}^e, \bar{D} = \varepsilon \varepsilon_0 \bar{E}, \bar{B} = \mu \mu_0 \bar{H} \quad (2)$$

Где σ – удельная проводимость, $\bar{j}^e$ – плотность внешних токов, ε – диэлектрическая проницаемость среды, μ – магнитная проницаемость среды. Введем скалярный и векторный потенциалы

$$\bar{E} = -\nabla \Phi - \frac{\partial \bar{A}}{\partial t}, \bar{B} = \operatorname{rot} \bar{A} \quad (3)$$

Подстановка (2,3) в (1) дает два независимых уравнения для потенциалов

$$\sigma \frac{\partial \bar{A}}{\partial t} + \varepsilon \varepsilon_0 \frac{\partial^2 \bar{A}}{\partial t^2} = \frac{1}{\mu \mu_0} \Delta \bar{A} + \bar{j}^e; \sigma \frac{\partial \Phi}{\partial t} + \varepsilon \varepsilon_0 \frac{\partial^2 \Phi}{\partial t^2} = \frac{1}{\mu \mu_0} \Delta \Phi. \quad (4)$$

При выводе (4) использовалось условие нормировки Гринберга [3].

$$\operatorname{div} \bar{A} + \mu \mu_0 \sigma \Phi + \mu \mu_0 \varepsilon \varepsilon_0 \frac{\partial \Phi}{\partial t} = 0 \quad (5)$$

Из эксперимента следует, что внешний ток можно представить как затухающую синусоиду

$$\bar{j}^e(t, \bar{r}) = \exp(i\omega t) \bar{j}_0^e(\bar{r}) \quad (6)$$

Здесь ω – комплексная частота, $\bar{j}_0^e(\bar{r})$ – комплексная вектор-функция. Тогда потенциалы можно искать в виде

$$\Phi(t, \bar{r}) = \exp(i\omega t) \Phi_0(\bar{r}), \bar{A}(t, \bar{r}) = \exp(i\omega t) \bar{A}_0(\bar{r}) \quad (7)$$

Для амплитуды векторного потенциала получаем дифференциальное уравнение

$$\Delta \bar{A}_0 + k^2 \bar{A}_0 + \mu \mu_0 \bar{j}_0^e = 0; \quad k^2 = -i\omega \kappa, \quad \kappa = \mu \mu_0 \sigma + i\omega \mu \mu_0 \varepsilon \varepsilon_0 \quad (8)$$

Используя (5), получим $\Phi_0 = -\text{div} \bar{A}_0 / \kappa$, тогда из (3) следует

$$\bar{E}_0 = -i\omega \bar{A}_0 + \frac{1}{\kappa} \nabla \text{div} \bar{A}_0, \quad \bar{B}_0 = \text{rot} \bar{A}_0 \quad (9)$$

Будем рассматривать плоский осесимметричный случай: $\partial_\varphi = \partial_z = 0$, $\bar{A}_0 = (0, 0, A(r))$, тогда (8) и граничные условия (непрерывность тангенциальных компонент $\bar{E}$, $\bar{H}$) для слоя $r_m < r < r_{m+1}$ принимает вид (индекс ноль опускаем)

$$\frac{d}{dr} \left(\frac{1}{r} \frac{dr A_m}{dr} \right) + k^2 A_m + \mu \mu_0 j_{0m}^e = 0; \quad r = r_{m+1} : \frac{dA_m}{dr} = \frac{dA_{m+1}}{dr}, \quad A_m = A_{m+1}. \quad (10)$$

Для приближенного моделирования уравнения (10) будем решать для двух слоев:

1) $0 \leq r < r_1$, $j_{01}^e = 0$ – воздух; 2) $r_1 \leq r < r_2$, $j_{02}^e = 0$ – образец. В третьем слое (индуктор), и четвертом (воздух) распределением полей интересоваться не будем, вместо этого при условии $r = r_2$ зададим граничное условие, учитывающее выражение тока на индукторе:

$$A_2(r_2) = A_{22} \equiv -\mu \mu_0 j_0^e / k^2. \quad (11)$$

Решение системы (10) в двух областях записывается в виде

$$A_1(r) = C_{11} J_1(k_1 r) + C_{12} Y_1(k_1 r), \quad A_2(r) = C_{21} J_1(k_2 r) + C_{22} Y_1(k_2 r). \quad (12)$$

Где $J_1(x)$ – функция Бесселя первого рода первого порядка, ограниченная в нуле, $Y_1(x)$ – функция Вебера первого порядка [3, с. 662], неограниченная в нуле. Поэтому считаем, что $C_{12} = 0$. Для коэффициентов k_1 , k_2 получаем

$$k_1 = \omega / c, \quad k_2^2 = -i\omega \mu \mu_0 \sigma \quad (13)$$

Используя граничные условия можно выразить C_{21} и C_{22} через C_{11} :

$$C_{21} = \frac{C_{11}}{\Delta \cdot k_2} (k_2 J_1(k_1 r_1) Y_0(k_2 r_1) - k_1 J_0(k_1 r_1) Y_1(k_2 r_1)),$$

$$C_{22} = -\frac{C_{11}}{\Delta \cdot k_2} (k_2 J_0(k_2 r_1) J_1(k_2 r_1) - k_1 J_1(k_1 r) J_0(k_1 r)), \quad (14)$$

$$\Delta = J_1(k_2 r_1) Y_0(k_2 r_1) - J_0(k_2 r_1) Y_1(k_2 r_1)$$

Решение поставленной задачи дается формулой плотности тока во втором слое

$$j_2(r) = -i\omega \sigma A_2 \quad (15)$$

Это важный результат, так как решена проблема решение краевой задачи с граничным условием диэлектрик – металл.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда No 22-79-10229, <https://rscf.ru/project/22-79-10229/?CODE=22-79-10229#>.

Библиографический список

1. Володин В.Л., Сарычев В.Д., Гудимова Л.Н. Влияние импульсных магнитных полей на структуру и свойства металлических сплавов // Изв. вуз. Чер. металлургия. – 1990. – № 10. – С. 77–79.
2. Гагарин А.Ю., Сарычев В.Д., Черемушкина Е.В., Грановский А.Ю., Громов В.Е. Импульсное магнитное поле для создания на поверхности металлов полей высоких температур // Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки. 2016. Т. 21. № 3. С. 926–929.
3. Гринберг Г.А. Избранные вопросы математической теории электрических и магнитных явлений. – М.: АН СССР, 1948. 728 с.

INFLUENCE OF REDUCING MAGNETIC FIELD INDUCTION ON FORMATION OF LEAD SURFACE DURING DESTRUCTION

A.A. Serebryakova, V.V. Shlyarov, D.V. Zaguliaev

Siberian State Industrial University, Novokuznetsk

e-mail: aserebrakova87@gmail.com

This paper shows the results of a study of the surface of lead C2 formed during fracture during creep. During the creep process, an external influence such as a magnetic field was used, which, as is known, can influence the structure and deformation characteristics of metals; for example, previously studies were carried out on the mechanical characteristics of lead C2, which revealed the influence of a magnetic field with different induction values on the material [1]. The purpose of this work is to study the influence of magnetic field induction values on the formation of the lead fracture surface.

In studies of the creep process, lead of grade C2 was used, cylindrical samples with a diameter of 2 mm and a length of 200 mm. The lead content in the samples is 99.9786%, the impurity content did not exceed 0.0214%. Creep testing and magnetic field treatment were performed on an experimental creep testing installation equipped with an electromagnet, designed and manufactured at the Federal State Budgetary Educational Institution of Higher Education "SibSIU". The morphology of the fracture surface of samples subjected to plastic deformation in a magnetic field was analyzed using a TESCAN Vega SB scanning electron microscope. Data processing based on the results was performed in Excel and Origin Pro 8.

SEM images of the fracture structure of samples destroyed during creep using a magnetic field with different induction values (0.3 and 0.4 T) were obtained. The morphology of the fracture surface of lead fractured under uniaxial tension during creep using a magnetic field shows the influence of the magnetic field depending on the applied induction. Let us consider separately each of the modes of exposure to a magnetic field and its effect on the fracture obtained during the creep process.

When testing for creep with a magnetic field induction of 0.5 T, 3 zones are revealed: 1 - fibrous zone; 2 - radial zone; 3 - cut zone (break). The fibrous zone increases in length, forming a straight line across the sample, for 0.5 T - 1300 μm (Fig. 1a) (taking into account the chip). The width of the fibrous zone changes unevenly and narrowing occurs. A stepped relief (viscous grooves) can be observed across the entire surface of the fracture; the steps are more clearly visible. The formation of steps is often caused by the connection of two microsurfaces of destruction located at different levels, or as a result of cleavage along the boundaries of twins. In addition, Figure 1a reveals a shear pit formed on the cut surface, elongated in the direction of the radial zone.

When using a magnetic field with an induction of 0.3 T in the lead creep process (Fig. 1b), the following features were revealed.

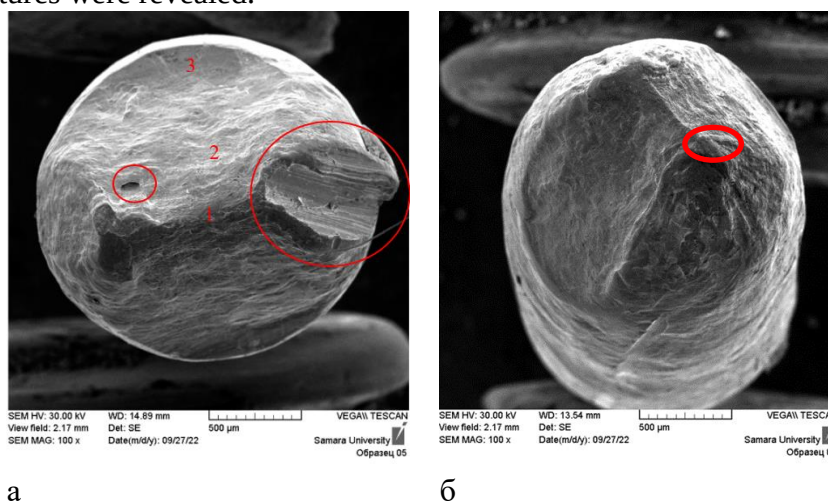


Figure – Fractogram of a sample fracture destroyed during creep using a magnetic field (induction value: a - $B = 0.5$ T; b - $B = 0.3$ T).

The nature of the fracture is ductile. The fracture surface is homogeneous. There are no tear pits or pronounced grooves. At maximum magnification, a ridge is shown in the center of the fracture surface, formed as a result of plastic deformation and destruction of the bridges between other fracture elements [2]. The height of the ridge is about 10 μm , the width is about 25 μm .

Thus, the features of the fracture surface identified in the fractograms confirm changes in the nature of the fracture under the influence of a magnetic field with a reduced value of the magnetic field induction from 0.5 to 0.3 T. Presumably, the magnetic field affects the nature of the movement of dislocations formed in the material under study.

REFERENCES:

1. Serebryakova A.A., The influence of a magnetic field with an induction of up to 0.5 Tesla on the dynamics of the deformation characteristics of lead / A.A. Serebryakova, D.V. Zaguliaev, V.V. Shlyarov // Fundamental problems of modern materials science. 2023. T. 20, No. 1. pp. 52–58. doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2023.01.006
2. Fundamentals of fractographic analysis of fractures of samples made of structural alloys: textbook. allowance / M.K. Chegurov, S. A. Sorokina; NSTU im. R. E. Alekseeva. – N. Novgorod, 2018. – 79 p.
3. Inkson B.J. Scanning electron microscopy (SEM) and transmission electron microscopy (TEM) for materials characterization, in: Materials Characterization Using Nondestructive Evaluation (NDE) Methods / K. Dos Santos (Ed.). – Elsevier Ltd, 2016. – Pp. 17-43.

УДК: 621.785

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ ГЛОБУЛЯРНОГО ПЕРЛИТА В СТАЛЯХ

В.Д. Сарычев, А.Д. Филяков, В.А. Федотова, И.И. Чумачков, В.Е. Громов

Сибирский государственный индустриальный университет. Новокузнецк, Россия, e-mail: sarychev_vd@mail.ru

Аннотация. Представлена модель образования глобулярного перлита в углеродистых сталях. Модель описывает процесс распада аустенитных и цементитных образований через метастабильную промежуточную структуру. Проанализирован автокаталитический механизм образования перлитных колоний и условия его реализации. Используя модельное выражение для свободной энергии с параметризацией из первых принципов, мы находим условия образования глобулярных структур.

Ключевые слова: глобулярный перлит, математическое моделирование, эвтектоидные стали

Перлит в эвтектоидной стали (0,8%С) бывает двух типов. Разработка экономичных способов получения структуры глобулярного перлита - актуальная задача, что связано с особенностями этой структуры по сравнению с пластинчатым перлитом.

Предложенные теоретические модели преобразования перлита сосредоточены в основном на стадии установившегося роста перлитной колонии и на проблеме устойчивости фронта преобразования. В то же время проблемы ранних стадий формирования колонии, такие как зарождение цементита, остаются за рамками предложенных моделей. Кроме того, механизм размножения ламелей путем репликации или расщепления, играющий важную роль в преобразовании перлита, все еще остается предметом обсуждения. Также недостаточно изучены факторы перехода от ламельной к глобулярной структуре перлита при повышении температуры.

Цель разработка методов моделирования процесса формирования глобулярного перлита в сталях.

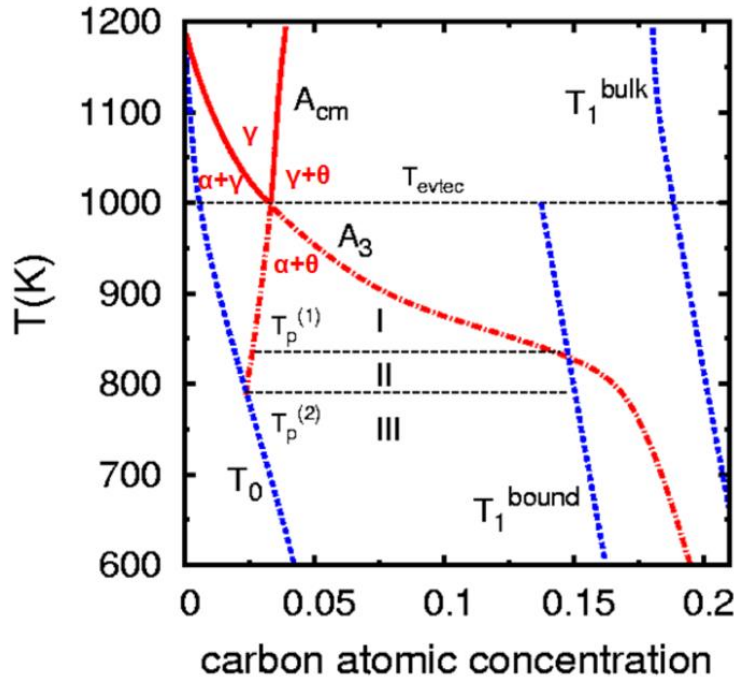


Рисунок – Диаграмма фазовых превращений. Линий A_3 и A_{cm} границы двухфазных областей $\alpha+\gamma$ и $\gamma+\theta$ также их метастабильных расширения ниже эвтектоидная температура T_{eutec} ; линии T_0 и T_1 являются линии неустойчивости в отношении $\gamma \rightarrow \alpha$ и $\gamma \rightarrow \theta$ преобразования, соответственно. Температурные области I–III определяются точками пересечения этих линий. [1]

Процесс фазового превращения зависит от типа метастабильных состояний $\alpha+\gamma$, $\gamma+\theta$ или невозможности таких равновесий. Если они обе существуют, то возможно некоррелированное зарождение и рост α и γ фаз внутри γ -фазы. При понижении температуры остается только состояние термодинамического равновесия между α и θ фазами.

Поскольку α - и θ -фазы в перлитных колониях обычно сопряжены с небольшим рассогласованием, а когерентность решетки теряется на фронте превращения [32], мы пренебрегаем вкладом упругой энергии в рамках рассматриваемой простой модели. Таким образом, после исключения быстрых переменных функционал эффективной свободной энергии может быть записан в виде:

$$F = \int \left(f_{eff}(c, T) + f_{el} + \frac{k_c}{2} (\nabla c)^2 \right) dr \quad (1)$$

где $f_{eff}(c, T) = \min\{f_\alpha(c, T), f_\gamma(c, T), f_\theta(c, T)\}$, – эффективная плотность свободной энергии для однородного состояния.

Для определения свободных энергий феррита и аустенита $f_{\alpha(\gamma)}(c, T)$ учитывается как решеточные, так и магнитные степени свободы:

$$\begin{aligned} f^\gamma(c, T) &= g_{PM}^\gamma - \int_0^\gamma Q(\tilde{J}_\gamma, T) d\tilde{J}_\gamma - T(S_0 + S_\gamma) \\ f^\alpha(c, T) &= g_{PM}^\alpha - \int_0^\alpha Q(\tilde{J}_\alpha, T) d\tilde{J}_\alpha - TS_\alpha \end{aligned} \quad (2)$$

S_0 – высокотемпературный предел энтропии разницы между фазами;

$S_{\alpha(\gamma)}$ – является конфигурационной энтропии углерода в $\alpha(\gamma)$ фаз;

$Q(T) \equiv \langle m_0 \cdot m_1 \rangle m^2$ – зависимость функции спиновой корреляции от температуры в

соответствии с моделью Огучи: $\tilde{J}_{\gamma(\alpha)} = g_{PM}^{\gamma(\alpha)(c)} - g_{FM}^{\gamma(\alpha)(c)}$ – обменная энергия:

$$\begin{aligned} g_{PM(FM)}^{\gamma(c)} &= \tilde{g}_{PM(FM)}^{\gamma} + \varepsilon_{PM(FM)}^{\gamma} c + v^{\gamma} c^2 / 2 \\ g_{PM(FM)}^{\alpha(c)} &= \tilde{g}_{PM(FM)}^{\alpha} + \varepsilon_{PM(FM)}^{\alpha} c + v^{\alpha} c^2 / 2 \end{aligned} \quad (3)$$

где $\varepsilon_{PM}^{\alpha} = 0,9$; $\varepsilon_{FM}^{\alpha} = 0,9$, $\varepsilon_{PM}^{\gamma} = 0,3$; $\varepsilon_{FM}^{\gamma} = -0,4$; $v_{\alpha} = 6$; $v_{\gamma} = 1,5$.

Свободная энергия цемента определяется как:

$$f_{\theta}(c, T) = f_{\alpha Fe}(T) + \Delta f_{\alpha\theta}(T) + \Delta f_{\theta}^{(1)}(c, T) + f_{int}(c, T) \quad (4)$$

где $f_{\alpha Fe}(T) = f_{\alpha}(0, T)$; $\Delta f_{\alpha\theta}(T) = 0,109 - 0,173\tau_c + 0,078\tau_c^2$; $\tau_c = T/T_c$; $T_c = 1043$ К.

Ключевыми для определения фазовых состояний являются параметры c_1 и c_2 :

$$f_{\alpha}(T, c_1) = f_{\gamma}(T, c_1); f_{\theta}(T, c_2) = f_{\gamma}(T, c_2)$$

$$f_{\alpha}(T, c_1) = f_{\gamma}(T, c_1); f_{\theta}(T, c_2) = f_{\gamma}(T, c_2)$$

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда No 22-79-10229, <https://rscf.ru/project/22-79-10229/?CODE=22-79-10229#>.

Библиографический список

1. Razumov I.K., Gornostyrev Y.N., Katsnelson M.I. Autocatalytic mechanism of pearlite transformation in steel // Phys. Rev. Applied. 2017. Vol. 7, № 1. P. 014002.

УДК 669.295: 538.955:539.422

ДИСЛОКАЦИОННАЯ СУБСТРУКТУРА ТИТАНА, ПОДВЕРГНУТОГО МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ В МАГНИТНОМ ПОЛЕ

Аксёнова К.В., Шляров В.В., Загуляев Д.В.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

e-mail: 19krestik91@mail.ru

Аннотация. Выполнены многоцикловые усталостные испытания образцов технического чистого титана марки ВТ1-0, осуществленные при воздействии постоянного магнитного поля разной величины ($B = 0,3, 0,4, 0,5$ Тл) и без него. Показано, что усталостные испытания в магнитном поле приводят к увеличению усталостной долговечности титана ВТ1-0 до 2,75 раз. Выполнен качественный и количественный послойный электронно-микроскопический анализ дислокационной субструктуры в зависимости от расстояния до поверхности разрушения и от условия усталостного нагружения титана ВТ1-0.

Ключевые слова: титан ВТ1-0, магнитное поле, многоцикловая усталость, структура, дислокационная субструктура, концентраторы напряжений.

Целью настоящей работы являлся послойный электронно-микроскопический анализ дислокационной субструктуры в зависимости от расстояния до поверхности разрушения поликристаллического титана марки ВТ1-0, подвергнутого усталостным испытаниям в постоянном магнитном поле или без него. Испытания на многоцикловую усталость образцов размерами 4x12x130 мм проводили по схеме циклического асимметричного консольного изгиба на специальной установке, разработанной авторским коллективом [1]. Исследования дислокационной структуры металла осуществляли методами просвечивающей (метод тонких фольг) электронной дифракционной микроскопии [2] (прибор JEOL JEM 2100F, позволяющий осуществлять высокочувствительное сканирование электронным пучком (STEM анализ), проводить анализ потерь энергий электронов (EELS) и выполнять исследование элементного состава фольги методом энергодисперсионного анализа рентгеновского излучения).

В работе [1] показано, что усталостные испытания в магнитном поле с индукцией 0,3 Тл и 0,5 Тл приводят к увеличению усталостной долговечности титана в 1,6 и 2,75 раза, соответственно. Установлено, что многоцикловое усталостное нагружение титана приводит к формированию в поверхностном слое градиентной структуры, характеризующейся закономерным изменением состояния дефектной подсистемы образца. В зоне разрушения образцов титана наблюдается формирование сравнительно тонкого слоя с субмикрокристаллической структурой, средний размер которой зависит от величины магнитной индукции и составляет 40, 74 нм и 200 нм при $B = 0$ Тл, 0,3 Тл и 0,5 Тл, соответственно. Толщина слоя с субмикрокристаллической структурой образца титана в исходном состоянии составляет 0,15 мкм и увеличивается с применением магнитного поля от 0,4 мкм при $B = 0,3$ Тл до 1 мкм при $B = 0,5$ Тл.

В поверхностном слое формируется дислокационная субструктура сетчатого типа, переходящая по мере удаления от поверхности разрушения в субструктуру дислокационного хаоса. При этом скалярная плотность дислокаций снижается по мере удаления в объем образца и остается выше в образцах, разрушенных в отсутствие магнитного поля (рис. 1).

Установлено, что усталостные испытания сопровождаются формированием внутренних полей напряжений, амплитуда которых выше в образцах, разрушенных без магнитного поля. При электронно-микроскопических исследованиях металлов и сплавов методами тонких фольг наличие внутренних полей напряжений проявляется в появлении изгибных контуров экстинкции [2], указывающих на кривизну-кручение данных участков фольги (рис. 2). Выполненные исследования показали, что основными концентраторами напряжений являются границы раздела и стыки границ зерен (рис. 2, а), границы раздела фрагментов, а также линии дислокаций (рис. 2, б).

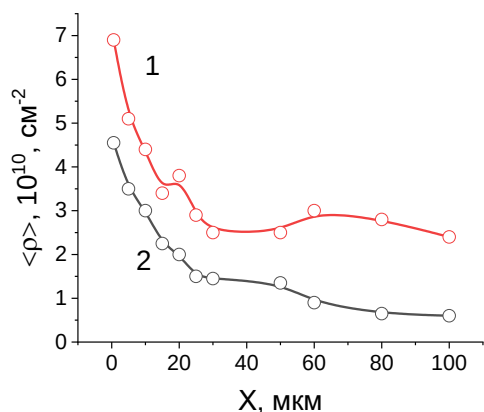


Рис. 1. Зависимость скалярной плотности дислокаций $\langle \rho \rangle$ от расстояния до поверхности разрушения X титана, разрушенного в результате усталостных испытаний при $B = 0$ Тл (кривая 1) и $B = 0,5$ Тл (кривая 2)

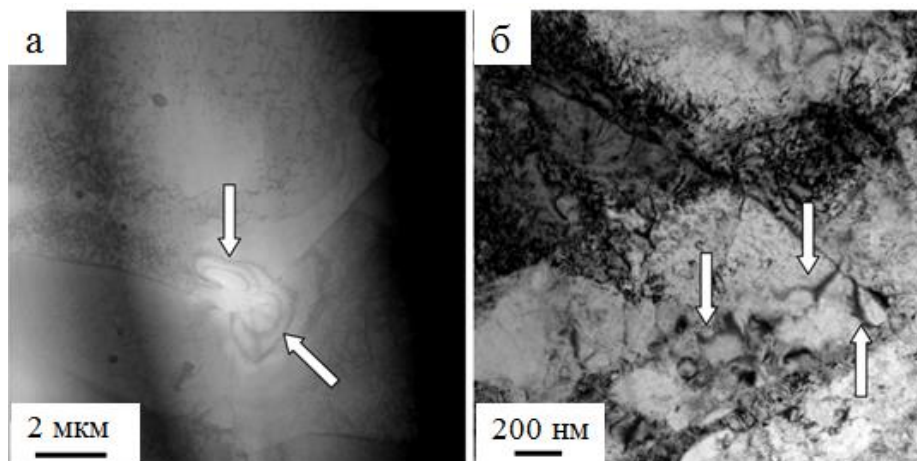


Рис. 2. Структура титана ВТ1-0, разрушенного в результате усталостных испытаний при $B = 0,5$ Тл (а) и $B = 0$ Тл (б). Стрелками указаны изгибные контуры экстинкции. (а) – STEM анализ; (б) – TEM анализ.

Показано, что плотность концентраторов напряжений в образце, разрушенном в магнитном поле, в среднем выше, чем в образце, разрушенном без магнитного поля. Сопоставляя результаты зависимостей характеристик внутренних полей напряжений для разных режимов воздействия магнитным полем с результатами усталостных испытаний образцов титана, можно заключить, что концентраторы напряжений (потенциальные места формирования микротрещин) в образцах титана, подвергнутых циклическим испытаниям в присутствии магнитного поля, являются менее напряженными (релаксированными), т.е. являются менее опасными с точки зрения разрушения материала.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (Russian Science Foundation) № 21-79-00118, <https://rscf.ru/project/21-79-00118>.

Библиографический список

1. Aksenova K.V., Zaguliaev D.V., Kononov S.V., Shlyarov V.V., Ivanov Yu.F. Influence of constant magnetic field upon fatigue life of commercially pure titanium // Materials. 2022. V. 15. N. 6926. P. 1-10.
2. Carter C.B., Williams D.B. Transmission Electron Microscopy. Berlin: Springer International Publishing, 2016. 518 p.

УДК 538.911

ИНИЦИИРОВАННЫЙ МОЩНЫМ ПУЧКОМ БЫСТРЫХ ЭЛЕКТРОНОВ СИНТЕЗ СЛОЖНООКСИДНОЙ КЕРАМИКИ

С. А. Гынгазов, И. П. Васильев, В. А. Болтуева, В. А. Власов

Томский политехнический университет, г. Томск, Россия, ghyngazov@tpu.ru

Аннотация. Радиационно-термический синтез в условиях, когда один или все компоненты порошковой смеси во время обработки электронами достигают температуры плавления, предлагается как альтернатива традиционному твердофазному синтезу. Рассмотрены различные комбинации размерности и состояния порошковой смеси оксидов циркония и алюминия на эффективность радиационно-термической синтеза корунда циркония. Показано, что на атмосфере воздуха при плотностях мощности пучка быстрых электронов порядка 28 кВт/см^2 и более минимум один из компонентов смеси достигает температуры плавления за время 1 сек. В этих условиях за короткое время происходит образование корунда циркония. Расплавленный оксид алюминия при остывании подвергается рекристаллизации с образованием специфической структуры, близкой к кубической. Одновременно во время обработки электронами происходит интенсивное вспенивание продукта синтеза с образованием в нем сильнопористой структуры. Показано, что эффективность нагрева электронным облучением зависит от исходной дисперсности порошковых реагентов, плотности их упаковки и может изменяться введением полимерных добавок.

Ключевые слова: корунд циркония, синтез, мощный пучок быстрых электронов.

В работе для пучковой обработки керамических порошков была использована установка УНУ Стенд ЭЛВ-6 (ИЯФ СО РАН, Новосибирск). Смеси оксидных порошков алюминия и циркония получали смешиванием. При этом использовали нанопорошки, ультрадисперсные порошки и порошки М20 микронных размеров.

Для обеспечения полного поглощения электронного пучка с энергией 2 МэВ порошковую смесь размещали в объеме массивной медной кюветы так, чтобы ее насыпная плотность бала не менее 0.9 г на см^2 . При соблюдении этого условия потерь энергии электронов на нагрев кюветы были минимальными. Установлено, что размерность порошков

имеет большое значение. Наиболее трудно обрабатывать нанопорошки, так как они подвергаются зарядке и легко уносятся из кюветы под действием обдува потоком воздуха, задействованным для защиты выпускного отверстия ускорителя от проникновения продуктов обработки.

В работе проведен синтез электрокорунда циркония за короткое время (несколько секунд). Во время электронной обработки частицы оксида алюминия достигают температуры плавления. Вследствие активного газовыделения под действием нагрева быстрыми электронами происходит образование керамического продукта в виде пустотелых капель сферической формы или в виде керамических массивных образований, содержащих наряду с мелкими большими поры. Остывание расплавленного оксида алюминия, сопровождается рекристаллизацией с образованием кристаллов кубической формы. Этот процесс наиболее проявляется на поверхности закрытых пор. Заметного взаимного растворения циркониевой фазы и фазы оксида алюминия не наблюдалось.

В докладе приводится системное изложение совокупности экспериментальных данных и их обсуждение. Показано, что обработка мощным пучком быстрых электронов может быть использована для разработки высокоэффективных технологий синтеза сложнооксидных керамических материалов.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 23-79-00014).

УДК 621.791.92:621.727:620.178

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПЛАЗМЕННОЙ НАПЛАВКИ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ

С.С. Миненко¹, Ю.Ф. Иванов², В.Е. Громов^{1*}, А.Н. Гостевская^{1},
А.П. Семин¹, А.С. Чапайкин¹**

¹Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия
e-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

²Институт сильноточной электроники СО РАН, 634055, г. Томск, Россия
e-mail: yufi55@mail.ru

В последние годы активно проводятся научные исследования и практические разработки в области ресурсосберегающей и энергоэффективной технологии плазменной наплавки высокой твердости быстрорежущими сталями. Использование при этом азота в качестве легирующего элемента позволяет существенно повысить абразивную износостойкость, прочность, коррозию и ударостойкость, что обеспечивается повышением микротвердости структурных составляющих покрытий за счет формирования карбонитридов. Плазменная наплавка в защитно- легирующей среде азота с нетоковедущей присадочной порошковой проволокой обладает значительными преимуществами перед другими способами наплавки.

Целью работы является изучение влияния электронно-пучковой обработки на структуру и свойства наплавки быстрорежущей стали Р2М9, сформированной в среде азота на стали 30ХГСА, после высокотемпературного отпуска.

Осуществлена обработка импульсным электронным пучком образцов стали 30ХГСА с наплавленным слоем быстрорежущей стали Р2М9, сформированным в среде азота и подвергнутому многократному высокотемпературному отпуску.

Выполнены с помощью высокоскоростного инфракрасного пирометра “Kleiber KGA 740–LO” измерения локальной температуры на поверхности образцов стали с наплавленным слоем и показано, что максимальная температура на поверхности облучения составляет 2209 0С, которая достигается к концу длительности импульса воздействия. В расплавленном состоянии поверхность облучения находится 56 мкс.

Установлено, что высокоскоростная обработка наплавки сопровождается формированием в поверхностном слое сотовой структуры. В объеме сотов на границах зерен присутствует частично растворенный карбидный каркас, в объеме зерен наблюдается рельеф, характерный для мартенситного превращения стали.

Методами микрорентгеноспектрального анализа выявлено кратное увеличение в поверхностном слое наплавки концентрации атомов алюминия и кислорода, формирующих, по всей видимости частицы оксидной фазы. Облучение наплавленного слоя импульсным электронным пучком приводит к существенному (в 1,6 раза относительно наплавки в исходном состоянии) увеличению микротвердости поверхностного слоя. Толщина упрочненного слоя достигает 80 мкм.

Высказано предположение, что упрочнение наплавленного слоя может быть обусловлено процессами, протекающими при высокоскоростной закалке материала (формирование мартенситной структуры с высокой плотностью дислокаций, формирование твердого раствора на основе кристаллической решетки железа, формирование субмикроразмерной зеренно- субзеренной структуры).

*Исследование выполнено при поддержке гранта РНФ №23-19-00186 ,
<https://rscf.ru/project/23-19-00186/>*

УДК 538.911

МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ УМЕНЬШЕНИЯ ПОРИСТОСТИ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ОЦК КРИСТАЛЛА, ВЫЗВАННОЙ ВОЗДЕЙСТВИЕМ ЛАЗЕРНЫХ ИМПУЛЬСОВ

Гостевская А.Н., Маркидонов А.В., Кондратова О.А.

*Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия
e-mail: gostevskaya_an@mail.ru*

Аннотация. Под воздействием лазерных импульсов возможны значительные изменения микроструктуры поверхностных слоев материалов, в частности под облученной поверхностью может наблюдаться протяженный дислокационный слой. В работе визуализирован процесс зарождения и последующего роста дислокаций, а также дислокационная реакция. Выполнены оценки изменения длины дислокаций при различных вариациях начальных условий и параметров моделирования. Возможно, результаты исследования найдут свое применение при описании процессов, протекающих при высокоэнергетическом воздействии на твердое тело.

Ключевые слова: модель, температура, дислокации, релаксация, погруженного атома.

На сегодняшний день лазерное излучение применяется во многих технологиях обработки и модификации поверхности материалов благодаря возможности локализации воздействия и высокой скорости нагрева участка мишени. Тем не менее, кроме очевидных преимуществ данная технология может приводить и к ряду нежелательных явлений в обрабатываемом материале, например, образованию высокой концентрации структурных дефектов. Несмотря на то, что данное явление общеизвестно, до сих пор остаются вопросы, относящиеся к механизмам образования, в частности, дислокаций. Традиционные представления об их генерации заключаются в образовании высокой концентрации точечных дефектов в поврежденном поверхностном слое, которые в дальнейшем кластеризуются, образуют вакансионные диски, трансформирующиеся путем схлопывания в дислокационные петли [1]. Кроме того, в качестве источника дислокационных петель рассматриваются увеличивающиеся в объеме области расплавленного материала, и при этом рост петель продолжается даже после кристаллизации расплава [2].

Целью данной работы является исследование изменений, происходящих на более поздней стадии релаксации.

Молекулярно-динамическая модель представляет собой прямоугольную расчетную ячейку, имитирующую монокристалл железа, и в которой оси координат соответствуют ортогональным кристаллографическим направлениям $[111]$, $[11\bar{0}]$ и $[112]$. Параметры потенциала межчастичного взаимодействия, определенного в рамках модели ЕАМ, были заимствованы из работы [3]. Для решения дифференциальных уравнений движения применялся скоростной алгоритм Верле с временным шагом 1 фс. Вычисления проводились с применением свободно распространяемого пакета молекулярно-динамического моделирования XMD [5]. На втором этапе в течение 90 пс температура кристалла понижается также в соответствии с заданным распределением. В ходе данных этапов проводится анализ структуры кристалла при помощи различных алгоритмов, которые будут указаны ниже. Визуализация исследуемой структуры осуществлялась при помощи пакета OVITO.

Атомы, которые по методы углов и связей Экланда-Джонса [4] не идентифицированы как располагающиеся в узлах ОЦК решетки, и в большей степени, которые могут быть рассмотрены как относящиеся к жидкой фазе. Для идентификации дислокационной линии использовался алгоритм, изложенный в работе [6]. Изображение межфазной границы в виде поверхности, построенной с применением метода триангуляционной сетки.

При моделировании кристалла, имеющего поверхность вдоль направления $[111]$, в расчетной ячейке было идентифицировано две полные дислокации $a/2 \langle 111 \rangle$ с последующим их объединением и образованием дислокации $a \langle 100 \rangle$, что энергетически выгодно.

При создании поверхности вдоль направления $[11\bar{2}]$ образование дислокаций зафиксировано не было.

В обоих рассмотренных случаях дислокации $a/2 \langle 111 \rangle$ зарождаются на межфазной границе и скользят в плоскостях $\{112\}$ и $\{110\}$. Но в численном эксперименте, результаты, вектор Бюргерса дислокации коллинеарен вектору, соответствующему одному из ребер расчетной ячейки, что в рамках модели упрощает последующие оценки условий, необходимых для зарождения дислокации.

Общая протяженность формирующихся дислокационных линий увеличивается при возрастании плотности энергии имитируемого лазерного импульса, и, следовательно, увеличении температуры расчетной ячейки.

Исследование проводилось в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации № 075-00087-2401.

Библиографический список

1. Маркидонов А.В., Старостенков М.Д., Гостевская А.Н., Лубяной Д.А., Захаров П.В. Моделирование структурных изменений поверхностного слоя ОЦК-металла при кратковременном высокоэнергетическом воздействии методом молекулярной динамики // Металловедение и термическая обработка металлов. 2022. №5 (803). С.16-21.
2. Маркидонов А.В., Гостевская А.Н., Громов В.Е., Старостенков М.Д., Зыков П.А. Моделирование структурных изменений в поверхностном слое деформированного ОЦК-кристалла при кратковременном внешнем высокоинтенсивном воздействии // Деформация и разрушение материалов. 2022. №8. С.2-8.
3. Маркидонов А.В., Старостенков М.Д., Гостевская А.Н., Лубяной Д.А., Захаров П.В. Молекулярно-динамическое моделирование уменьшения пористости поверхностного слоя ОЦК-кристалла, вызванной воздействием лазерных импульсов // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2023. Т.20. №2. С.168-175.
4. Mendeleev M.I., Han S., Srolovitz D.J., Ackland G.J., Sun D.Y., Asta M. Development of new interatomic potentials appropriate for crystal-line and liquid iron // Philosophical Magazine. 2003. V.83. №35. Pp.3977-3994.
5. XMD - Molecular Dynamics Program. URL: <https://xmd.sourceforge.net>.

6. Stukowski A., Albe K. Extracting dislocations and non-dislocation crystal defects from atomistic simulation data // Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering. 2010. V.18. №8. 085001.

УДК 621.762

ОЦЕНКА МЕХАНИЗМОВ УПРОЧНЕНИЯ УМЗ-ТИТАНА, ИМПЛАНТИРОВАННОГО ИОНАМИ АЛЮМИНИЯ

Никоненко А.В.¹, Попова Н.А.², Никоненко Е.Л.²

¹Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники,
Томск, Россия, E-mail: aliska-nik@mail.ru

²Томский государственный архитектурно-строительный университет
Томск, Россия

Аннотация. Методом просвечивающей электронной микроскопии изучена тонкая структура технического чистого титана BT1-0 в ультрамелкозернистом (УМЗ) состоянии, имплантированного ионами алюминия. Установлено, что в процессе имплантации формируется градиентная структура, состоящая из 5 различных слоев: 1 – оксидный слой; 2 – ионно-легированный слой; 3 – слой измельченной зеренной структуры; 4 – слой остаточного влияния имплантации; 5 – слой исходной зеренной структуры. Также установлено, что имплантация привела к упрочнению сплава. Основное упрочнение обеспечивают слои 2 и 3 за счет внутренних локальных напряжений, твердорастворного упрочнения, зернограницного упрочнения и упрочнения частицами вторых фаз

Ключевые слова: УМЗ-титан, ионная имплантация, зерно, структура, фаза, упрочнение

Повышение надежности и увеличение долговечности деталей, инструментов и конструкций, как правило, выражают количественными показателями механических свойств. Типичными характеристиками, применяющимися для этих целей, являются: предел текучести, деформационное упрочнение, напряжение разрушения и др.

К настоящему времени установлено, что высокая прочность сплавов и, в частности, сплава BT1-0, подвергнутого имплантации ионами алюминия, определяется многими факторами. Роль каждого фактора различна, и доля вклада отдельных механизмов упрочнения в общее упрочнение материала также неодинакова.

Исследуемым материалом являлся технически чистый титан (сплав BT1-0) в УМЗ-состоянии. Для формирования УМЗ-состояния был применен комбинированный метод многократного одноосного прессования (abc-прессование). Образцы после abc-прессования были отожжены при температуре 673 К, 1 час. Затем образцы подверглись ионной имплантации.

Ионная имплантация алюминия в сплав BT1-0 проведена на ионном источнике MEVVA-V.RU при температуре 623 К, ускоряющем напряжении 50 кВ, плотности тока ионного пучка 6.5 мА / см², расстоянии 60 см от ионно-оптической системы. Доза облучения составила $5 \cdot 10^{17}$ ион/см², длительность ионной имплантации равняется 4.1 ч.

Исследования микроструктуры проведены методом просвечивающей электронной дифракционной микроскопии (ПЭМ) на просвечивающем электронном микроскопе JEM-2100F при ускоряющем напряжении 200 кВ и рабочем увеличении от 15000 до 150000 крат.

В результате проведенных исследований проанализирован фазовый состав, внутренняя структура зерен, выявлены источники внутренних напряжений и определена их амплитуда. Определение амплитуды внутренних напряжений базировалось на определении кривизны-кручения кристаллической решетки по изгибным экстинкционным контурам.

Было установлено, что в УМЗ-состоянии сплава по мере удаления от поверхности обработанного образца в глубь материала формируется градиентная структура, состоящая из 5 различных слоев: 1 – оксидный слой; 2 – ионно-легированный слой; 3 – слой с измельченной зеренной структурой; 4 – слой остаточного влияния имплантации; 5 – слой с исходной зеренной структурой.

На основании теоретических и экспериментальных исследований получен целый ряд соотношений, позволяющих установить количественную связь параметров тонкой структуры с механическими свойствами. Согласно известным представлениям, расчет предела текучести проводился по формуле:

$$\sigma = \Delta\sigma_n + \Delta\sigma_{тв} + \Delta\sigma_3 + \Delta\sigma_{ор} + \sqrt{(\Delta\sigma_d^2 + \Delta\sigma_l^2)}$$

где $\Delta\sigma_n$ – напряжение трения дислокаций в кристаллической решетке α -Ti; $\Delta\sigma_{тв}$ – упрочнение твердого раствора на основе α -Ti атомами легирующих элементов (твердорастворное упрочнение); $\Delta\sigma_3$ – упрочнение за счет границ зерен (зернограницное упрочнение); $\Delta\sigma_l$ – упрочнение дислокациями «леса», которые пересекают скользящие дислокации (внутреннее напряжение сдвига); $\Delta\sigma_d$ – упрочнение дальнедействующими полями напряжений (внутренние моментные, или локальные напряжения); $\Delta\sigma_{ор}$ – упрочнение материала некогерентными частицами при обходе их дислокациями по механизму Орована.

Исследования показали, что наибольшее упрочнение сплава ВТ1-0 в УМЗ-состоянии обеспечивается слоями 2 (ионно-легированный слой) и 3 (слой с измельченной зеренной структурой) (рис.1). Основной вклад в упрочнение сплава в этих слоях вносят внутренние локальные напряжения ($\Delta\sigma_d$), твердорастворное упрочнение ($\Delta\sigma_{тв}$), упрочнение частицами вторых фаз ($\Delta\sigma_{ор}$) и зернограницное упрочнение ($\Delta\sigma_3$). В слоях 4 (слой остаточного влияния имплантации) и 5 (слой с исходной зеренной структурой) основное упрочнение сплава обеспечивается зернограницным упрочнением ($\Delta\sigma_3$). Также установлено, что на поверхности имплантированных образцов величина предела текучести практически в 2.5 раза больше по сравнению с исходным (не имплантированным) состоянием сплава.

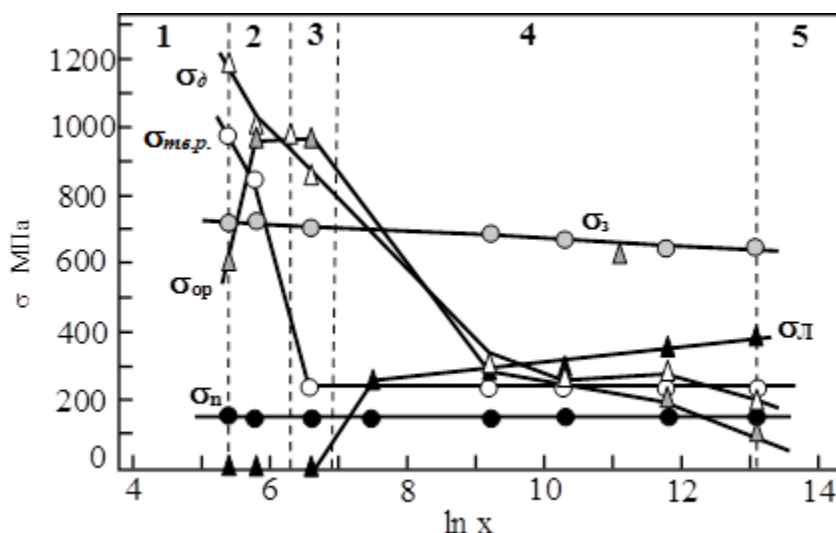


Рисунок – Вклады отдельных механизмов упрочнения в предел текучести сплава ВТ1-0 в УМЗ-состоянии, имплантированного с дозой $5 \cdot 10^{17}$ ион/см² (1 – 5 – номера слоев градиентной структуры)

Заключение

Проведенные исследования методом просвечивающей электронной микроскопии показали, что имплантация приводит к образованию градиентной структуры, состоящей из пяти слоев. Наибольшее упрочнение обеспечивается ионно-легированным слоем и слоем с

измельченной зеренной структурой. Основной вклад в упрочнение в УМЗ-состоянии сплава ВТ1-0 вносят внутренние локальные напряжения, твердорастворное упрочнение, упрочнение частицами вторых фаз и зернограничное упрочнение.

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FEMN-2023-0003)

УДК 669.017.539.4

ВЛИЯНИЕ ФОРМЫ МОНОКРИСТАЛЛОВ НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ ЛОКАЛИЗАЦИИ СДВИГОВОЙ ДЕФОРМАЦИИ

В.А. Печковский, Т.С. Куницына, Л.А. Теплякова

*Томский государственный архитектурно-строительный университет,
г. Томск, Россия
e-mail: Points16@yandex.ru.*

Аннотация. Представлены результаты исследования деформационного рельефа, формирующегося на свободных гранях монокристаллов упорядоченного сплава Ni_3Fe на начальной стадии пластической деформации. Выявлено, что изменение формы высокосимметричного (ось нагружения, число и ориентация граней) монокристалла приводит к асимметрии поля напряжений и, как следствие, локализации сдвиговой деформации в одном из двух объемов облегченного сдвига, возникновение которых предопределено несимметричностью формы монокристалла.

Ключевые слова: монокристалл, упорядоченный сплав, деформационный рельеф, локализация деформации, объем облегченного сдвига.

В последние годы для ряда ГЦК-металлов и сплавов, деформированных сжатием, было установлено, что неоднородное напряженное состояние является основной причиной локализации сдвиговой деформации на макроуровне. Это состояние обусловлено наличием торцевого трения и «ребер жесткости» образца - ребер монокристалла. Для изучения закономерностей пластической деформации металлических материалов при нагружении одноосным сжатием, использовались образцы в форме прямоугольного параллелепипеда. Изменение формы монокристалла при сохранении прочих условий может существенно изменить поле напряжений и привести к иной картине локализации пластической деформации в монокристалле, что и было экспериментально выявлено на монокристаллах сплава Ni_3Fe , находящегося в разупорядоченном состоянии [1]. Создание в этом сплаве дальнего атомного порядка приводит к изменению структуры скользящей дислокации, к иной эволюции дислокационной структуры при активной пластической деформации и, как следствие, можно ожидать иных закономерностей локализации сдвиговой деформации на макроуровне.

В настоящей работе проведено исследование закономерностей макролокализации сдвиговой деформации на [001]-монокристаллах упорядоченного сплава Ni_3Fe . Для исследования были использованы монокристаллы, имеющие форму прямой призмы с основанием в виде неправильного пятиугольника.

Деформация монокристаллов осуществлялась сжатием при комнатной температуре со скоростью $1,5 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ на машине «Инстрон» до степени деформации $\epsilon = 0,05$. Ось сжатия была параллельна боковым ребрам кристалла и совпадала с кристаллографическим направлением [001], которое контролировалось с помощью лауэграмм. Исследование деформационного рельефа проводилось на оптическом микроскопе МИМ-10 с 250-кратным увеличением. На рис. 1 приведена кристаллогеометрическая схема этих кристаллов с указанием ориентации оси нагружения, граней монокристаллов и плотноупакованных плоскостей $\{111\}$.

Кристаллогеометрический анализ исследованных монокристаллов показывает, что изменение формы основания монокристалла с квадрата на неправильный пятиугольник

(рис.1) приводит к тому, что во втором случае в монокристалле можно выделить объемы, в которых плоскости октаэдрического сдвига имеют выходы на все свободные грани монокристалла. Такие объемы принято называть объемами облегченного сдвига (ООС) и согласно [1] именно в них и следовало ожидать появления локализованного в масштабах кристалла сдвига.

Проведенное в настоящей работе изучение деформационного рельефа на всех свободных гранях монокристаллов позволило выявить определенную связь формирования макрополос (МПС) локализованного сдвига с объемами облегченного сдвига. Если в монокристаллах стандартной формы ни на одной из граней не наблюдается МПС, пересекающих кристалл, то в монокристаллах с основанием в форме неправильного пятиугольника такие МПС наблюдаются (рис.1 б,в).

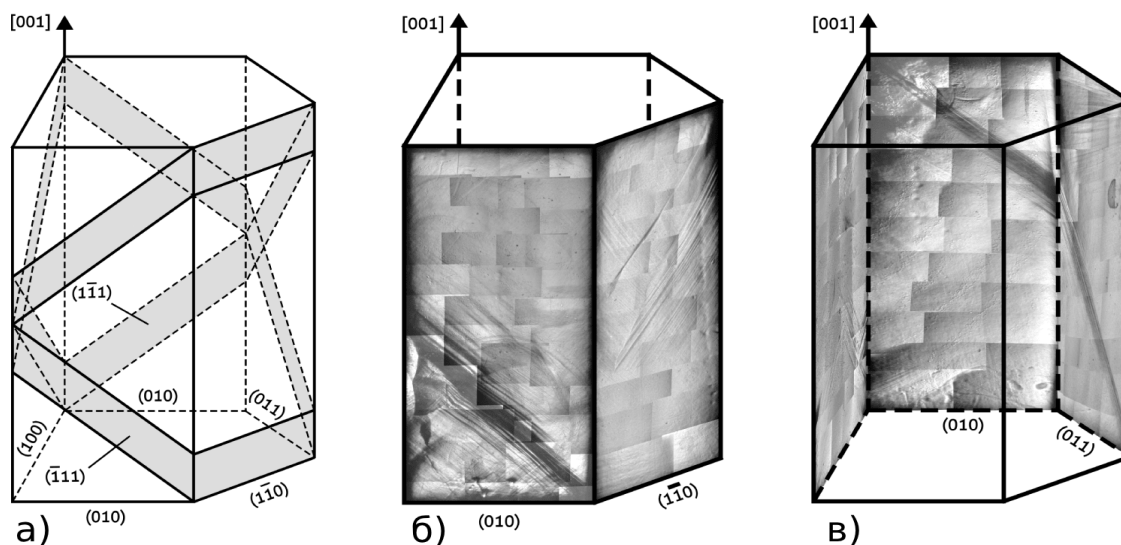


Рисунок – Кристаллогеометрическая схема ориентации плоскостей и граней (а) и деформационный рельеф (б, в) на всех гранях «призматического» монокристалла

Между тем, анализ картины деформационного рельефа, сформированного на всех гранях данного монокристалла, свидетельствует о том, что МПС не пересекают весь объем монокристалла, как это наблюдается в монокристаллах разупорядоченного сплава Ni_3Fe аналогичной формы, то есть происходит активное торможение сдвига внутри объема монокристалла. Также наблюдается асимметрия сдвиговой деформации на макроуровне, а именно МПС формируются только в одном из двух ООС.

Макрополосы сдвиговой деформации, формирующиеся в [001]-монокристаллах упорядоченного сплава состоят из семейств параллельных деформационных складок. В них практически не наблюдается следов скольжения по плотноупакованным плоскостям, что является типичным для МПС, формирующихся в аналогичных монокристаллах сплава Ni_3Fe с близким атомным порядком.

В результате проведенного в работе исследования экспериментально выявлено, что изменение формы высокосимметричного (ось нагружения, число и ориентация граней) монокристалла приводит к асимметрии поля напряжений и, как следствие, локализации сдвиговой деформации в одном из двух объемов облегченного сдвига, возникновение которых предопределено несимметричностью формы монокристалла.

Библиографический список

1. Куницына Т.С., Теплякова Л.А., Потеев А.И., Старенченко В.А. Закономерности макрофрагментации и локализации сдвиговой деформации в монокристаллах сплава Ni_3Fe при сжатии//Изв.вузов.Физика, 2018, №12, С.97-102.

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОЙ МЕДИ

Попова Н.А., Никоненко Е.Л., Соловьёва Ю.В., Старенченко В.А.

*Томский государственный архитектурно-строительный университет
г. Томск, Россия, e-mail: natalya-popova-44@mail.ru*

Аннотация. Методом просвечивающей электронной дифракционной микроскопии исследована зеренная структура ультрамелкозернистой технической чистой меди, полученной деформацией равноканальным угловым прессованием. Установлено, что зерна можно разделить на три типа: 1) бездислокационные зерна – самые мелкие зерна, не обладающие субструктурой (дислокации в них отсутствуют), 2) более крупные зерна, содержащие хаотически распределенные дислокации или сетчатую субструктуру, и 3) самые крупные зерна с субграницами (с ячеистой или фрагментированной субструктурой). Определены объемные доли и средние размеры зерен каждого типа. Установлено, что помимо зерен меди в материале присутствуют частицы других фаз. Определен их тип, форма, размеры и места расположения в материале.

Ключевые слова: равноканальное угловое прессование, технически чистая медь, зерно, фазовый состав, субструктура, скалярная плотность дислокаций.

Введение. Известно, что измельчение зеренной структуры может достигаться интенсивной пластической деформацией (ИПД). К ИПД относится и равноканальное угловое прессование (РКУП). Используя этот метод удается получать материалы с ультрамелким размером зерен (УМЗ). УМЗ-металлы и сплавы, полученные путем ИПД, обладают сложной внутренней структурой – внутри структуры зерен УМЗ-металлов могут присутствовать ячейки и фрагменты с разнообразными дислокационными границами. При этом границы часто искривлены, содержат дислокации различных систем и являются источниками напряжений. Вследствие этого они имеют заметную конечную толщину и поэтому, чем мельче размер зерна, тем больше доля материала является зернограницной.

Настоящая работа посвящена описанию основных элементов, формирующих структуру УМЗ-меди, полученной методом ИПД.

Материал и метод исследования. В работе были использованы образцы технической чистой меди, приготовленные методом РКУП. При РКУП образцы подвергались сдвиговой деформации путем сжатия по двум пересекающимся под углом 120 градусов каналам равного диаметра при температуре 400⁰С без промежуточных отжигов. Полученные образцы исследовались методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии на тонких фольгах в электронном микроскопе ЭМ-125К с использованием гониометрической приставки и при ускоряющем напряжении 125 кВ.

Результаты и их обсуждение. На рис.1а представлено изображение зеренной структуры УМЗ-меди после равноканального углового прессования (РКУ).

Хорошо видно, что зеренная структура УМЗ-меди достаточно неоднородна. В соответствии с характером дислокационной структуры, которая наблюдается в зернах, можно выделить три типа зерен (рис.2): 1) бездислокационные зерна – зерна, не обладающие субструктурой (в них практически отсутствуют дислокации), средний размер которых составляет 0.08 мкм (объемная доля их в материале $P_V = 11\%$), 2) зерна с дислокациями (содержащие хаотически распределенные дислокации или сетчатую субструктуру) со средним размером, равным 0.11 мкм ($P_V = 21\%$), и 3) зерна с субграницами (с ячеистой или фрагментированной субструктурой), средний размер которых 0.23 мкм ($P_V = 68\%$). Средний размер зерна составляет 0.21 мкм.

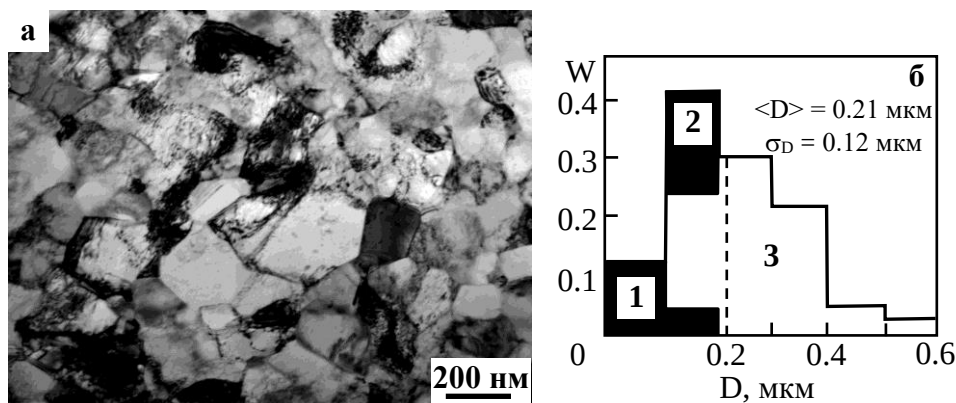


Рис.1. ПЭМ-изображение (а) и распределения размеров зерен (б) УМЗ-меди после РКУП. На (б): 1 – зерна без дислокаций, 2 – зерна с дислокациями; 3 – зерна с субграницами

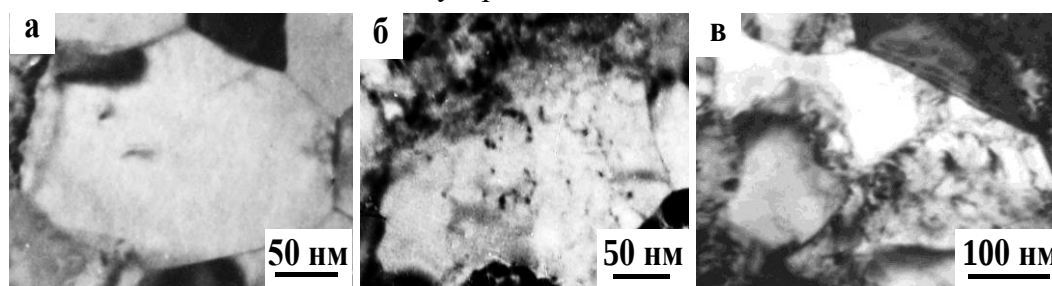


Рис.2. ПЭМ-изображения трех типов зерен меди после РКУП: а – бездислокационные зерна, б – зерна с дислокациями, в – зерна с субграницами

На рис.1 приведена гистограмма распределения зерен в общем виде, и на ней выделены зерна всех трех типов. Хорошо видно, что зерна без дислокаций локализованы исключительно в левой части распределения, а зерна с субграницами – в левой и правой частях. Зерна с дислокационной структурой в основном занимают промежуточное положение. Методом секущих в каждом типе зерен была измерена скалярная плотность дислокаций (ρ). Установлено, что наибольшей величиной ρ обладают зерна с субграницами (зерна третьего типа). В этих зернах средняя величина скалярной плотности дислокаций составляет $2.2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. дислокациями (зерна второго типа). В зернах второго типа (зерна с дислокациями) $\langle \rho \rangle = 1.7 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. А в зернах первого типа (в бездислокационных зернах) – только лишь $3 \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$. Средняя величина скалярной плотности дислокаций в УМЗ-меди после РКУП составляет $2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

Проведенные исследования показали, что помимо зерен меди в материале присутствуют частицы интерметаллида Cu_3Sn , нитрида Cu_3N и окислов CuO и Cu_2O . Размеры их много меньше размеров микрзерен меди и убывают в порядке перечисления фаз от нескольких сотен до нескольких десятков ангстремм. Фазы Cu_3Sn и Cu_3N имеют довольно правильную огранку и располагаются, как правило, в стыках зерен меди. Фазы CuO и Cu_2O имеют округлую форму, причем частицы Cu_2O присутствуют на границах и субграницах зерен, а также в теле зерна на дислокациях. Расположение частиц CuO со структурой не связано.

Закключение. Методом ПЭМ исследована зеренная структура УМЗ-меди, полученной способом РКУП. Установлено, что зерна можно разделить на три типа: 1) бездислокационные зерна – самые мелкие зерна, 2) более крупные зерна, содержащие дислокационную субструктуру, и 3) самые крупные зерна с субграницами. Установлено, что помимо зерен меди в материале присутствуют частицы еще четырех фаз.

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FEMN-2023-0003).

ХАРАКТЕР ВЛИЯНИЯ МАГНИТНЫХ ПОЛЕЙ НА ЦИНК И СПЛАВЫ НА ЕГО ОСНОВЕ

Шляров В.В., Серебрякова А.А., Загуляев Д.В.

Сибирский государственный индустриальный университет

г. Новокузнецк, Российская Федерация

E-mail: shlyarov@mail.ru

Аннотация. Проведен анализ влияния магнитных полей на цинк и его сплавы. Исследованы механические свойства металлов в слабых магнитных полях. Исследования гальваники сплава Zn-Co и сильных магнитных полей демонстрируют значительные изменения в кристаллографии и границах зерен. Применение магнитных полей улучшает механические свойства сплавов, такие как прочность на разрыв и удлинение, что указывает на потенциал структурной оптимизации. Установлена корреляция между подвижностью дислокаций и микротвердостью в кристаллах, что подчеркивает возможность контроля пластической деформации путем изменения подвижности дислокаций.

Ключевые слова: магнитное поле, металл, цинк, диамагнетизм, микротвердость.

В научной периодике широко представлена информация о влиянии магнитных полей на цинк и его сплавы. Установлено, что цинк проявляет различную реакцию при воздействии магнитных полей в зависимости от экспериментальных установок. При электроосаждении сплавов цинк-кобальт (Zn-Co) в магнитном поле потенциал электроосаждения смещается в сторону анодных значений, что влияет на кристаллографическую структуру [1]. В случае бикристаллов цинка, на движение границ зерен влияет «магнитная» движущая сила, влияющая на эволюцию текстуры и микроструктуры [2, 3]. Кроме того, процесс затвердевания сплавов на основе цинка в сильных магнитных полях приводит к появлению уникальных кристаллографических моделей роста, таких как вертикальное выравнивание, первичных богатых цинком кристаллов, перпендикулярной направлению магнитного поля [4, 5]. В работе [6] установлено, что воздействие магнитного поля может влиять на микромеханические свойства аморфных сплавов, приводя к изменению микротвердости и температуры кристаллизации. Магнитная обработка вызывает два конкурирующих процесса: быстрое разрушение кластеров, вызывающее пластификацию и снижение микротвердости, и длительный процесс, включающий рост застывших центров кристаллизации, что приводит к упрочнению структуры и снижению магнитопластического эффекта. Было использовано высоковольтное импульсное магнитное поле для улучшения структуры сплава Zn-Al, что привело к превращению крупных столбчатых дендритов в мелкие сферические зерна. В результате обработки сплава магнитным полем наблюдалось значительное улучшение механических свойств сплава Zn-Al, включая прочность на растяжение/сжатие (увеличение предела текучести, предела прочности и относительного удлинения) [7]. Исследование сплава Zn-Al-Cu выявило сильный макропластический эффект при деформировании при одновременном воздействии слабого магнитного поля и постоянного электрического тока. Магнитоэлектропластический эффект в сплаве при сжатии показал различия в поведении по сравнению с применением только электрического тока, что привело к увеличению деформации и снижению предела упругости [8]. Магнитоэлектропластический эффект заключается в более легком откреплении дислокаций в металлических кристаллах под действием постоянного магнитного поля при прохождении электрического тока, что усиливает пластическую деформацию. Магнитоэлектропластическое воздействие на сплав Zn-Al-Cu при сжатии показало увеличение деформации и снижение предела упругости по сравнению с применением только электрического тока [8].

Эти результаты в совокупности демонстрируют разнообразное воздействие магнитных

полей на цинк и его сплавы. Одной из чувствительных характеристик к воздействию слабыми электрическими потенциалами и магнитными полями является микротвердость [9, 10]. К сожалению, в литературе отсутствуют экспериментальные данные по влиянию магнитного поля на микротвердость монокристаллического цинка, хотя отмечено увеличение среднестатистического пробега дислокаций при воздействии магнитным полем [11]. Между подвижностью дислокаций и микротвердостью существует определенная корреляция, что подтверждается литературными данными [12]. Поскольку в кристалле обычно присутствует 10^6 - 10^{11} дислокаций в 1 см^3 , их перемещение приводит к макроскопическим деформациям. Изменяя подвижность этих дефектов, можно управлять пластической деформацией кристаллов. В связи с этим целью дальнейшей работы нашей научной группы будет изучение характера влияния слабых магнитных полей на механические характеристики монокристаллов цинка.

Библиографический список

1. Benachour N. The electroplating process of zinc–nickel system under perpendicular magnetic field from chloride bath / N. Benachour, S. Chouchane, J.-P. Chopart // *Materials Science and Technology*. – 2022. – V. 38(14). – pp. 1046-1055.
2. Tang, B. Magnetic-Field-Assisted Cellular Osteogenic Differentiation on Magnetic Zinc Ferrite Coatings via MEK/ERK Signaling Pathways / B. Tang, X. Shen, G. Ye, Y. Yang, Y. Jiang, H. Xia, X. Chen // *ACS Biomaterials Science & Engineering*. – 2020. – V. 6(12). – pp. 6864-6873.
3. Kermoune, H. Magnetic field effect on Zn-Co alloy electroplating / H. Kermoune, A. Levesque, J. Douglad, R. Rehamnia, J.-P. Chopart // *Ionics*. – 2017. – V. 23(12). – pp. 3565-3570.
4. Li L. Morphological and Crystallographic Characterization of Primary Zinc-Rich Crystals in a Ternary Sn-Zn-Bi Alloy under a High Magnetic Field / L. Li., C. Ban, R. Zhang, H. Zhang., M. Cai, Y. Zuo, Q. Zhu, W. Xiangjie, J. Cui // *Crystals*. – 2017. – V. 7(7). – pp. 204.
5. Molodov, D.A. Grain boundary motion and grain growth in zinc in a high magnetic field / D.A. Molodov., C. Günster., G. Gottstein // *Journal of Materials Science*. – 2014. – V. 49(11). – pp. 3875-3884.
6. Tsaregradskaya, T.L. Effect of constant magnetic field on the properties of transition metals based amorphous alloys / T.L., Tsaregradskaya., I.V. Ovsienko., V.V. Kozachenko., A.M. Kurilyik., G.V. Saenko., O.O. Kalenyk., O.V. Turkov // *Molecular Crystals and Liquid Crystals*. – 2022. – V. 752(1). – pp. 23-30.
7. Jian, L. Effect of a high-voltage pulsed magnetic field on microstructure, mechanical properties and corrosion behavior of as-cast biodegradable Zn-Al alloy / L. Jian, Y. Li, L. Fanglin, C.K. Sun., J. Cui // *Journal of Physics: Conference Series*. – 2022. – V. 2260(1)/ – pp. 012033-012033.
8. Velikhanov, A.R. On the effect of electric current and magnetic field on the physicomechanical properties of a Zn-Al-Cu alloy / A.R. Velikhanov // *Physics of Metals and Metallography*. – 2010. – V. 109(6). – pp. 651-654.
9. Зуев, Л.Б. О вариациях механических характеристик металлов при действии электрического потенциала / Л.Б. Зуев и др. // *Металлы*. – 2010. – №4. С. 39–45.
10. Серебрякова А.А., Шляров В.В., Загуляев Д.В. Поведение металлов и сплавов под влиянием магнитного поля. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2024;1(47):9–18.
11. Альшиц, В.А. Исследование магнитопластического эффекта в монокристаллах цинка / В.А. Альшиц и др. // *Кристаллография*. – 1990. – Т. 35. – Вып. 2. – С. 1014–1016.
12. Пинчук, А.И. Корреляция между микротвердостью и подвижностью двойникующихся дислокаций в кристаллах висмута при приложении постоянного магнитного поля и импульсов тока / А.И. Пинчук, С.Д. Шаврей // *Письма в ЖТФ*. – 2002. – Т. 28. – Вып. 12. – С. 80–84.

**SPECKLE PATTERNS OF AK10M2N SAMPLES
BEFORE AND AFTER ELECTRON BEAM TREATMENT**
D.V. Zaguliaev, A.A. Abaturova, A. A. Serebryakova, Yu. A. Shlyarova

Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia
e-mail: aserebrakova87@gmail.com

The study of speckle patterns obtained during uniaxial tensile deformation of irradiated samples made it possible to establish differences in the evolution of speckle patterns on the surface of non-irradiated samples with increasing external stresses. In the distribution of longitudinal relative strains, an increase in the size of local deformation centers in the central part of the sample is observed. In this case, in these deformation zones there is a significant increase in the deformation values, which is almost two times greater than the deformation averaged over the entire working field of the sample.

Key words: silumin, AK10M2N, speckle patterns, deformation.

Physical nature of deformation mechanisms at different stages is different. This is also reflected in the speckle patterns obtained during mechanical tests of silumin.

Figures 1 and 2 show the distribution patterns of deformation fields on the surface of non-irradiated (Figure 1) and irradiated (Figure 2) AK10M2N silumin samples. Analyzing the results presented in these figures, it can be noted that at the initial stage of deformation in the speckle patterns (patterns 1 and 1 stroke), which correspond to points 1 and 1 stroke on the diagrams in the coordinates “true stress - true strain to the power of 0.3”, the distribution of longitudinal relative strains on the working surface of the samples under tension shows the formation of randomly distributed local areas of tensile and compression deformation.

As the external applied stress increases, a transition from stage II to stage II of strain hardening of the material is observed, which is reflected in the speckle patterns (pictures 2, 3), namely, local centers of compressive deformation in the distribution of longitudinal relative strains disappear. In this case, small local areas of deformation foci begin to merge into larger areas in non-irradiated and irradiated samples. This phenomenon correlates with a change in the slope angle on the “true stress – true strain” strain curve to the degree of 0.3 and characterizes the change in the strain hardening coefficient.

In the speckle patterns, the evolution of the distributions of transverse relative strains is accompanied by the formation in the central part of the sample of a significant elongated region, which is directed at an angle of 45° to the vertical axis of the sample. In this case, in the speckle patterns of distributions of shear transverse relative strains, the formation of elongated deformation centers along the axis of the sample is observed before destruction (pictures 2–6 in Figure 1). The formation of deformation centers with significant strain values on the side faces of the sample is also observed.

The study of speckle patterns obtained during uniaxial tensile deformation of irradiated samples made it possible to establish differences in the evolution of speckle patterns on the surface of non-irradiated samples with increasing external stresses. In the distribution of longitudinal relative strains, an increase in the size of local deformation centers in the central part of the sample is observed. At the same time, in these deformation zones there is a significant increase in deformation values, which is almost twice as large as the deformation averaged over the entire working field of the sample (pictures 2 line - 7 line in Figure 2). At the same time, in the speckle patterns of the distributions of shear transverse relative strains, the formation before destruction of elongated deformation centers along the axis of the sample is observed (patterns 6 line - 7 line in Figure 2). The formation of deformation centers with significant strain values on the side faces of the samples is also observed.

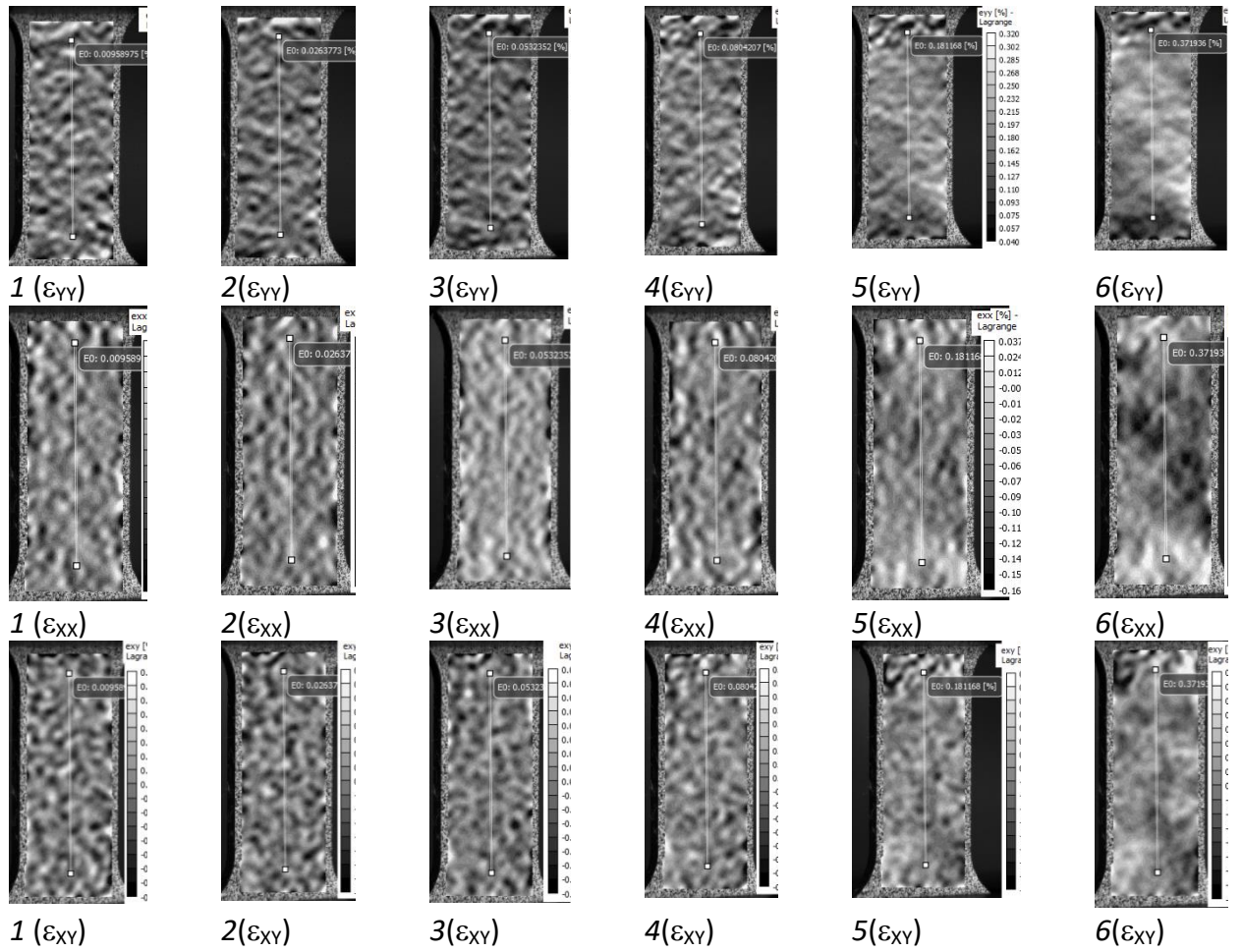
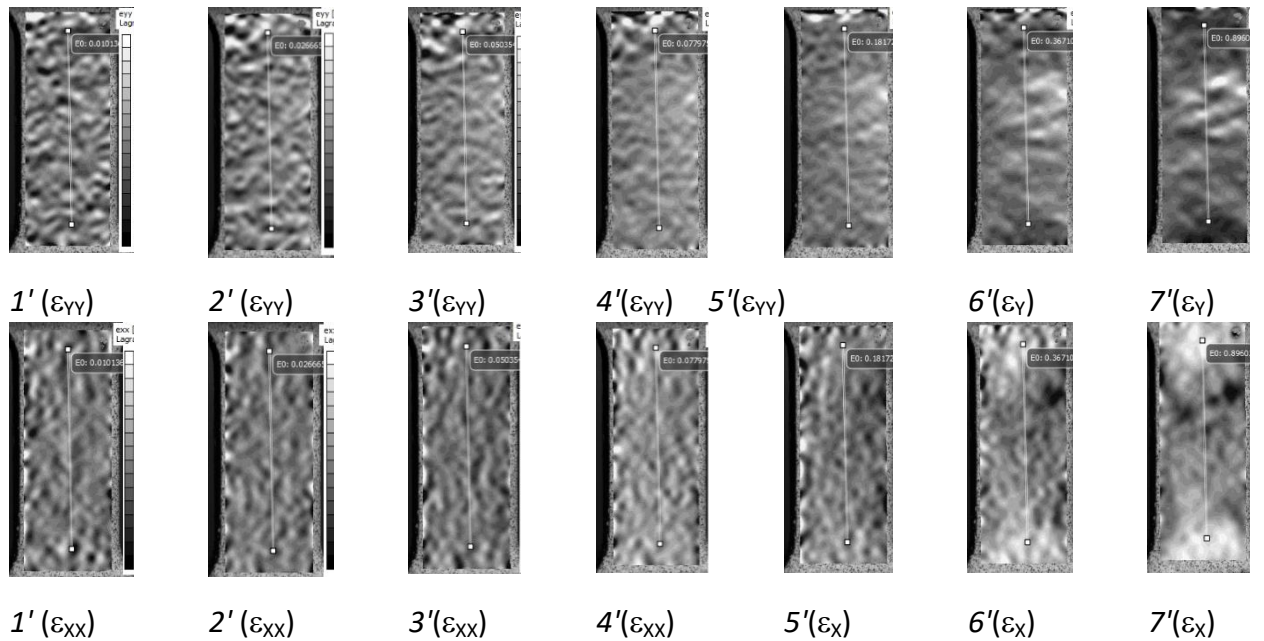


Figure 1 – Speckle patterns of distributions of vertical YY, longitudinal XX and shear relative strains XY on the surface of a non-irradiated sample under uniaxial tension at different averaged strains over the working field of the samples: 1– $\epsilon_{YY}=0,00965\%$; 2 – $\epsilon_{YY}=0,026\%$; 3 – $\epsilon_{YY}=0,053\%$; 4 – $\epsilon_{YY}=0,080\%$; 5 – $\epsilon_{XX}=0,181\%$; 6 – $\epsilon_{XY}=0,347\%$



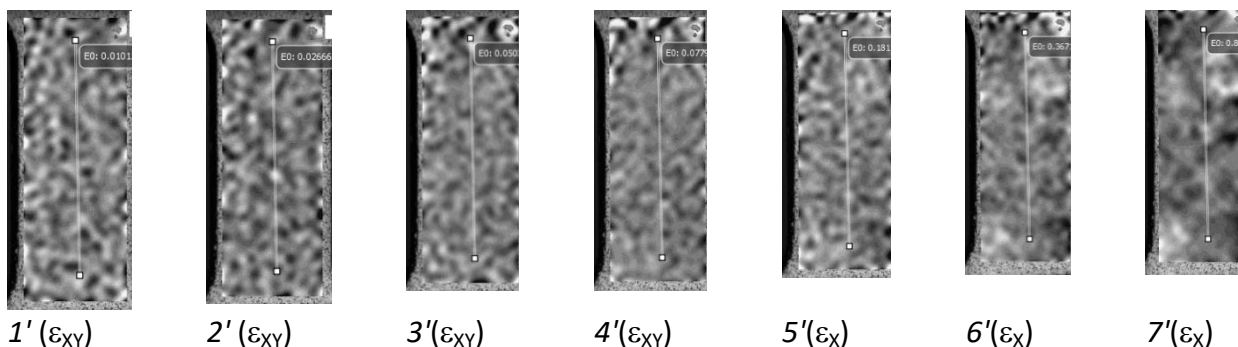


Figure 2 – Speckle patterns of distributions of vertical YY, longitudinal XX and shear relative strains XY on the surface of an irradiated sample under uniaxial tension at different averaged strains over the working field of the samples: 1 – $\varepsilon_{YY}=0,01\%$; 2 – $\varepsilon_{YY}=0,026\%$; 3 – $\varepsilon_{YY}=0,050\%$; 4 – $\varepsilon_{YY}=0,078\%$; 5 – $\varepsilon_{XY}=0,181\%$; 6 – $\varepsilon_{XY}=0,367\%$; 7 – $\varepsilon_{XY}=0,896\%$

The study was supported by the Russian Science Foundation grant No. 19-79-10059, <https://rscf.ru/project/19-79-10059/>

УДК 539.377: 539.319: 621.77

ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ ПРИ НАПЛАВКЕ

Невский С.А., Башенко Л.П., Громов В.Е., Шамсутдинова Д.В., Михайлов Д.Д.

Сибирский государственный индустриальный университет
г. Новокузнецк, Россия, e-mail: nevskiy.sergei@yandex.ru

Аннотация. Изучен процесс кристаллизации в процессе плазменно-дуговой наплавки системы Fe – W, которая является основой быстрорежущей стали, применяемой в качестве материала для износостойких покрытий рабочих поверхностей деталей. Структура материала представлена двумя составляющими: ячеистой и дендритной. Наиболее вероятный размер зерен составляет 10 – 15 мкм. Рассмотрена морфологическая неустойчивость фронта кристаллизации (неустойчивость Маллинза-Секерки).

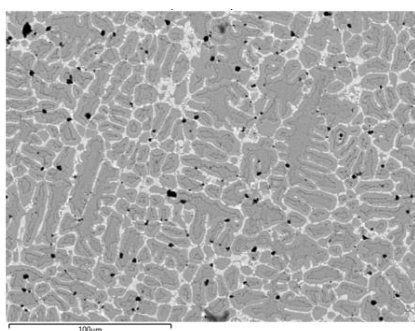
Ключевые слова: система железо – вольфрам, морфологическая неустойчивость Маллинза-Секерки, границы фазовых превращений.

Быстрорежущие стали обладают высокими механическими свойствами: твердостью, износостойкостью. Благодаря этим свойствам возможно более широкое применение быстрорежущих сталей в качестве материала для износостойких покрытий рабочих поверхностей деталей, работающих в условиях абразивного изнашивания [1]. Однако в процессе плазменной наплавки формируются структуры, склонные к образованию трещин и снижению твердости. Для возможности применения покрытий с сохранением высоких механических свойств необходимо проведение дополнительной термической обработки [2]. Поиск оптимальных режимов наплавки требует знания особенностей процесса кристаллизации материала и связанных с этим структурно-фазовых превращений. Образование того или иного типа структуры (ячеистой или дендритной) в процессах воздействия концентрированных потоков энергии объясняется возникновением морфологической неустойчивости фронта кристаллизации (неустойчивость Маллинза-Секерки) [3; 4].

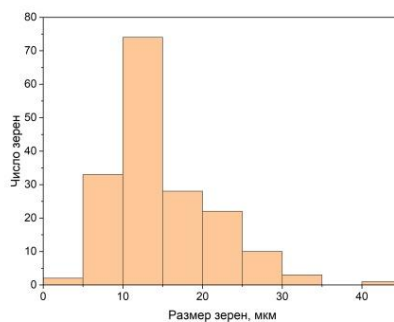
Целью настоящей работы являлось изучение структурно-фазовых состояний покрытий из быстрорежущих сталей после наплавки.

Покрyтия из быстрорежyщей стали марки P18Ю формировали путем плазменной наплавки в защитно-легирующей среде азота. Наплавку осуществляли на обратной полярности с нетоковедyщей присадочной порошковой проволокой. Химический состав стали (масс. %): С 0,87; Сг 4,41; W 17,00; Мо 0,10; V 1,50; Ti 0,35; Al 1,15; N 0,06. При наплавке обеспечивались необходимые условия смачиваемости поверхности изделия наплавляемым металлом и бездефектное формирование наплавленного слоя. Образцы наплавленного слоя исследовали методами сканирующей электронной микроскопии (сканирующий электронный микроскоп КYKY-ЕМ6900 с термоэмиссионным вольфрамовым катодом, оснащенный микрозондовой приставкой). Изучали образцы из верхних частей наплавленного слоя, которые механически выравнивали на мелкой наждачной бумаге и алмазной пасте, а после этого электролитическим способом стравливали деформированный слой и выравнивали поверхность. Размеры структурных элементов определялись методом случайных секущих.

Микроструктура поверхностного слоя покрyтия из быстрорежyщей стали, полученного плазменной наплавкой, представлена двумя морфологическими составляющими: ячеистой и дендритной. Размеры зерен варьируются в пределах 3 – 45 мкм. Наиболее вероятные размеры зерен 10 – 15 мкм (рис. 1, а). Анализ гистограммы (рис. 1, б) показывает, что неустойчивость фронта кристаллизации имеет один максимум, приходящийся на длину волны, которая соответствует наиболее вероятному размеру зерен. Наличие двух морфологических составляющих позволяет сделать предположение о наличии двух типов неустойчивости: «мягкого», соответствующего ячеистой структуре, и «жесткого», соответствующего дендритной структуре.



а)



б)

Рисунок – Электронно-микроскопическое изображение микроструктуры покрyтия из быстрорежyщей стали после наплавки (а) и гистограмма распределения зерен по размеру (б)

Неустойчивость Маллинза-Секерки [5] дает адекватное объяснение образованию ячеистых структур размерами ~ 10 мкм при $V_s < 1$ м/с и степени переохлаждения $\sim 10^{-5}$ К. При воздействии объемного теплового источника на поверхность облучаемого материала скорость фронта превращения может принимать значения в пределах $10^{-7} - 10^3$ м/с в зависимости от плотности мощности источника и характеристик среды.

Проведенное теоретическое исследование образования ячеистых структур в процессе кристаллизации системы железо – вольфрам путем анализа дисперсионного уравнения, характеризующего морфологическую неустойчивость фронта кристаллизации (неустойчивость Маллинза-Секерки), для случая, когда конвективным членом можно пренебречь, и уравнения в случае, когда вклад диффузионного члена незначителен для различных механизмов роста кристаллов, показало, что механизм нормального роста кристалла дает адекватное объяснение образованию ячеек размерами до 5 мкм. Механизм роста за счет винтовых дислокаций приводит к $\lambda = 14,8$ мкм, это значение совпадает с экспериментальным при условии, что скорость фронта кристаллизации менее 1 м/с и степени переохлаждения $\sim 10^{-5}$ К.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-19-00186, <https://rscf.ru/project/23-19-00186/>

Библиографический список

1. Мозговой И.В., Шнейдер Е.А. *Наплавка быстрорежущей стали*. Омск: Изд-во ОмГТУ, 2016. 200 с.
2. Лаврентьев А.Ю., Дожделев А.М. Совершенствование структуры зоны термического влияния наплавленного биметаллического инструмента. *Научно-технические ведомости СПбПУ. Естественные инженерные науки*. 2017;23(3):118–126. <https://doi.org/10.18721/JEST.230311>
3. Sekerka R.F. Morphological stability. *Journal of Crystal Growth*. 1968; 3–4: 71–81.
4. Merchant G.J., Davis S.H. Morphological instability in rapid directional solidification. *Acta Metall. Mater.* 1990, 38: 2683–2693. [https://doi.org/10.1016/0956-7151\(90\)90282-L](https://doi.org/10.1016/0956-7151(90)90282-L)
5. Невский С.А., Бащенко Л.П., Перегудов О.А. Формирование градиента структурно-фазовых состояний быстрорежущей стали при наплавке. Часть 1. Решение задачи Стефана с двумя подвижными границами. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2023; 66(5):587–593. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-5-587-593>

УДК 621.791.92

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ЭФФЕКТА СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ КАЧЕСТВЕННОГО НАПЛАВЛЕННОГО БЫСТРОРЕЖУЩЕГО ТЕПЛОСТОЙКОГО МЕТАЛЛА С ВЫСОКИМИ СЛУЖЕБНЫМИ СВАЙСТВАМИ Вострецов Г.Н.¹ Малушин Н.Н.² Бащенко Л.П.²

¹Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого
Санкт-Петербург, Россия

²Сибирский государственный индустриальный университет
г. Новокузнецк, Россия, e-mail: nmalushin@mail.ru

Аннотация. Исследовано проявление эффекта сверхпластичности (повышенной пластичности) для получения качественного наплавленного быстрорежущего металла (типа стали Р2М8Ю) с высокими служебными свойствами. Полученные экспериментальные данные легли в основу разработки способов и материалов для восстановительной плазменной наплавки теплоустойчивыми быстрорежущими сталями.

Ключевые слова: эффект сверхпластичности (повышенной пластичности), мартенситное превращение.

Повышенная пластичность (или сверхпластичность) металлов и сплавов, проявляющаяся при структурных и фазовых превращениях, широко используется на практике. При этом преимуществом использования эффекта повышенной пластичности металлов и сплавов является возможность существенного увеличения ресурса пластичности, снижения усилий при деформации и предотвращения развития трещин, возникновение которых вызвано значительным уровнем внутренних напряжений [1; 2].

Целью настоящей работы являлась оценка релаксационной способности наплавленных быстрорежущих сталей (типа стали марки Р2М8Ю) при мартенситном превращении.

Изучение релаксационной способности наплавленных быстрорежущих теплоустойчивых сталей высокой твердости (типа стали марки Р2М8Ю) при мартенситном превращении выполнялось на установке тепловой микроскопии ИМАШ 20-75 «АЛА-ТОО». Наплавленный металл содержал 0,85...0,95 % С, 1,8...2,4 % W, 8,0...8,5 % Мо, 3,8...4,2 % Cr и около 1,0 % V. Испытания образцов проводились по двум схемам: при нагружении образцов в режиме ползучести в интервале температур мартенситного превращения при постоянной нагрузке и в режиме релаксации напряжений жесткозакрепленных образцов при охлаждении. Нагрев рабочей части проводился пропусканием электрического тока.

Испытания образцов проводились в вакууме (остаточное давление в камере 6×10^{-4} Па) [2].

Непрерывное охлаждение образцов осуществлялось с температур аустенитизации (1150 – 1200 °С). При охлаждении в результате термической усадки происходит непрерывное нарастание напряжений. При достижении температуры примерно 200 °С наблюдается значительный спад напряжений. При этом установлено, что температура релаксации напряжений и величина падения напряжений σ зависят от величины напряжений до начала превращения. Испытания образцов в режиме ползучести при постоянной нагрузке показали, что при охлаждении после аустенитизации в области температур мартенситного превращения происходит удлинение рабочей части образца. Величина деформации определяется температурой и величиной усилия предварительного нагружения. Таким образом, относительное удлинение образца металла в области температур мартенситного превращения определяется температурой переохлаждения ниже температуры начала мартенситного превращения M_n . Сопротивление деформации определялось из диаграммы растяжения образцов, записанной при постоянной температуре и постоянной скорости деформации. Для определения численного значения проводилась достройка участка пластического течения металла.

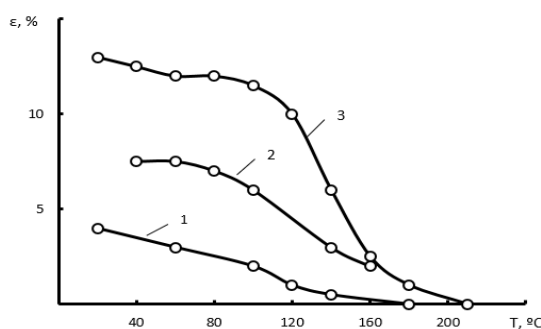


Рисунок – Изменение уровня напряжений (МПа) наплавленного металла (типа стали марки P2M8Ю) при мартенситном превращении

Расчеты, выполненные с учетом полученных данных, показали, что в процессе развития мартенситного превращения в наплавленной теплостойкой стали (типа P2M8Ю) чувствительность сопротивления пластической деформации m находится в пределах 0,45 – 0,47. Это свидетельствует о наличии ярко выраженной повышенной пластичности металла при мартенситном превращении. Необходимо отметить, что и при температурах протекания мартенситного превращения наблюдалось интенсивное пластическое течение металла [2].

Полученные экспериментальные данные легли в основу разработки способов и материалов для восстановительной наплавки теплостойкими быстрорежущими сталями изношенного инструмента, работающего при высоких контактных нагрузках. Выбор режимов и регулирование теплового состояния при наплавке позволяет получить наплавленный металл в закаленном состоянии без трещин и с низким уровнем остаточных температурных и структурных напряжений [3; 4].

Выводы:

1. Мартенситное превращение в быстрорежущих теплостойких сталях сопровождается эффектом повышенной пластичности.
2. Для наплавленного металла (стали марки P2M8Ю) экспериментально установлено, что наиболее интенсивный рост относительного удлинения образца при охлаждении после аустенитизации в области температур мартенситного превращения наблюдается при температурах 120 – 160 °С.
3. Достаточно полная релаксация напряжений (до 60 %) достигается при переохлаждении ниже температуры начала мартенситного превращения на 30 – 50 °С.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда №23-19-00186, <https://rscf.ru/project/23-19-00186>

Библиографический список

1. Гуляев А.П., Гуляев А.А. Металловедение. Москва: Альянс, 2012. 643 с.
 2. Вострецов Г.Н. Деформационная способность наплавленного теплостойкого металла типа Р2М8 при мартенситном превращении. *Вестник СибГИУ*. 2012;(1):7–10.
 3. Наплавка порошковой проволокой деталей металлургического оборудования: учебное пособие для вузов по направлению «Металлургия» / Н.А. Козырев, Г.Н. Вострецов, Р.Е. Крюков, Д.А. Титов. Новокузнецк: СибГИУ, 2017. 179 с.
 4. Упрочнение теплостойких сплавов плазмой в среде азота: монография / Н.Н. Малушин, В.Е. Громов, Д.А. Романов, Л.П. Бащенко, О.А. Перегудов. Новокузнецк: ООО «Полиграфист», 2022. 232 с.
- .

Секция 3

*Проблемы эксплуатации материалов в
экстремальных условиях*

МОНИТОРИНГ ОРТОГОНАЛЬНЫХ ПЕРЕМЕЩЕНИЙ И УСКОРЕНИЙ ПОЛЯ ВИБРАЦИИ ПРИ КОНТРОЛЕ ПРОЦЕССОВ ФРЕТТИНГА

А.Ю. Албагачиев, О.Б. Скворцов

Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН

г. Москва, Россия

E-mail: Albagachiev@yandex.ru

Аннотация. В работе рассмотрена методика вибрационного контроля малоподвижных соединений конструкционных элементов. Контроль пространственной вибрации трехкомпонентными датчиками вибрации по параметрам ускорения и перемещения позволяет определить вектор максимальных высокочастотных динамических нагрузений и ортогональный вектор максимальной оценки перемещения. Эти параметры определяют максимальные нагрузки и нормальные к ним вибрационные перемещения. Это обеспечивает возможность оценки вибрационного поля при процессах фреттинга.

Ключевые слова: вибрация, ускорение, перемещение, фреттинг, ортонормирование, экстремальные оценки.

Процессы фреттинг коррозии проявляются в различных малоподвижных соединениях оборудования. Примерами таких соединений могут служить резьбовые шпильки для крепления крышек гидроагрегатов или соединения электропроводящих шин в электротехническом оборудовании [1, 2]. Специфика таких соединений ограничивает возможность применения типовых средств подавления фреттинг-коррозии, таких как использование смазки. На скорость деградации материалов в месте контакта влияют как величина нормального к пятну контакта динамического усилия, так и величина перемещений в направлении касательном к площадке контактного соединения. Эти параметры движения оказывают существенное влияние на процессы адгезии и абразивного разрушения материалов. Такие особенности определяют необходимость использования для мониторинга вибрации при фреттинг процессах высокочастотных трехкомпонентных датчиков вибрации (акселерометров) [3].

Сложный спектральный состав процессов вибрации приводит к тому, что динамические напряжения определяются высокочастотной вибрацией, для которой типичны большие ускорения и очень малые перемещения. Динамические перемещения определяются низкочастотной составляющей, для которой характерны относительно большие перемещения и незначительные ускорения [4]. В этих условиях на область фреттинга действуют практически два вибрационных процесса, причем векторы их ортогональны между собой. Контроль таких вибраций реализуется датчиками пространственной вибрации, работа которых может быть описана матрицей коэффициентов чувствительности. Если такой датчик имеет большие поперечные коэффициенты чувствительности, выходные характеристики датчика могут быть ортонормализованы умножением на матрицу обратную матрице коэффициентов чувствительности.

При контроле широкополосной вибрации эффективность оценок в виде различных средних оценок мала и предпочтение следует отдать экстремальным оценкам в виде амплитуд или размаха [5]. Оценки по пиковым значениям или по размаху, как ускорений так и вибрационных перемещений, обеспечивают учет влияния ударных механических процессов на контролируемую область соединения. Такие ударные процессы могут быть связаны как с работой оборудования, так и с самими процессами фреттинг-коррозии, например, разрушения соединения с адгезией или при абразивном трении в соединении.

Другое применение матричной обработки сигналов трехкомпонентных датчиков вибрации связано с тем, что ориентация измерительных осей в месте установки датчика может существенно отличаться от направлений максимальной вибрации. В этом случае

матричная обработка сигналов позволяет выбрать поворот измерительных осей датчика, например, как показано на рисунке 1.

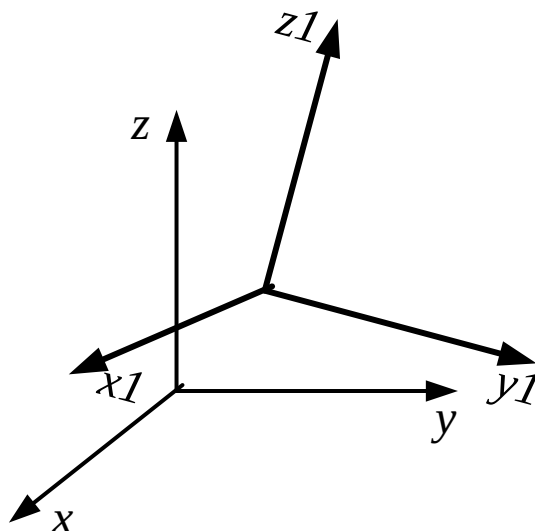


Рисунок – Поворот измерительных осей трехкомпонентного датчика вибрации от ортогональной системы x, y, z в месте установки датчика к ортогональной системе x_1, y_1, z_1 при которой z_1 соответствует направлению максимального размаха ускорения, а оценка максимального размаха вибрационных перемещений формируется в ортогональной плоскости, определяемой осями x_1, y_1

Автоматический поиск экстремальных оценок вибрационных ускорений и перемещений как по величине, так и по направлению позволяет более адекватно оценивать вибрационные поля и их влияние на контактные области в которых проявляется фреттинг-коррозия. Примерами таких соединений могут служить резьбовые крепления, контактные области зубчатых передач или соединения электропроводящих шин в генераторах, электродвигателях или силовых трансформаторах.

Библиографический список

1. Ливанова О.В., Филиппов Г.А. Взаимодействие дефектов структуры и деградация свойств конструкционных материалов // Всероссийская конференция Дефекты структуры и прочность кристаллов. Черноголовка, 2002. – С. 93.
2. Матюнин В.М., Орахелашвили Б.М., Марченков А.Ю., Казанцев А.Г., Кахадзе М.Ж., Соин К.А. Статическая, динамическая и циклическая прочность металла шпилек крупных гидроагрегатов. Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2015;81(9):59-66.
3. Албагачиев А. Ю., Скворцов О. Б. Виброакустический мониторинг процессов фреттинг-коррозии // Молодежный вестник Новороссийского филиала Белгородского государственного технологического университета им. В. Г. Шухова, Том 3 № 2, - 2023. - с. 29-36.
4. Скворцов О.Б. Влияние вибрации на процессы усталости конструкционных материалов и элементов // Материалы во внешних полях : труды XII Международного онлайн-симпозиума / под ред. В.Е. Громова, Сибирский государственный индустриальный университет. – Новокузнецк : Издательский центр СибГИУ, 2023. – С.52-53.
5. Скворцов О. Б. Усреднение данных при измерении векторов вибрации // Вестник НФ БГТУ: мехмат. 2021. Том 01. № 02 (02) - С.19-30. DOI; 10.51639/2713-0657_2021_1_2_19.

**ТЕМПЕРАТУРНЫЕ ЭФФЕКТЫ НЕОДНОРОДНОСТИ
ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ АЛЮМИНИЯ**

Баранникова С.А., Исакова П.В.

*Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской
академии наук (ИФПМ СО РАН)
г. Томск, Россия, e-mail: bsa@ispms.ru*

Аннотация. Рассмотрены основные закономерности неоднородности локализации пластической деформации алюминиевого сплава А5М с учетом влияния температуры испытаний. Наблюдаемые при пластической деформации картины локализации, однозначным образом соответствуют действующим на разных стадиях законам деформационного упрочнения. Установлены температурные зависимости механических характеристик и параметров локализации пластической деформации.

Ключевые слова: локализация деформации, металлы, деформационное упрочнение, механические испытания

Экспериментальные исследования кинетики развития пластической деформации твердых тел [1] показали, что в ходе деформационного процесса формируются различные моды автоволн локализованного пластического течения, закономерно меняющиеся при изменении закона деформационного упрочнения. Автоволны характеризуются длиной волны, временным периодом и скоростью распространения. Однако недостаточно изученным остается вопрос влияния температуры на параметры локализации пластической деформации. Настоящая работа посвящена исследованию распределений локальных деформаций на параболической стадии деформационного упрочнения алюминиевого сплава в широком температурном интервале. Наблюдаемая при пластическом течении твердых тел картина макроскопически локализованной пластичности является важным источником дополнительной информации о кинетике процесса формоизменения, необходимой для построения адекватной физической модели пластической деформации. Механические испытания на одноосное растяжение проводились на плоских образцах сплава А5М (содержание Al – не менее 99,5 масс.%) с размером зерна ~10,5 мкм в форме двойной лопатки с размерами 40·5·2 мм при постоянной скорости движения подвижного захвата испытательной машины «Instron-1185» 0,2 мм/мин. Температуру поддерживали постоянной с помощью непрерывной подачи паров подогреваемого азота из сосуда Дьюара в рабочую камеру с прозрачным окном для наблюдений внутри которой находился образец и массивные захваты испытательной машины, и измеряли с помощью термопары хромелю-алюмель, находящейся внутри рабочей камеры в контакте с образцом. Скорость подачи паров азота задавали при помощи нагревательного элемента, смонтированного внутри сосуда Дьюара. Температуру выше комнатной поддерживали постоянной в течение всего эксперимента путем подачи горячего воздуха на образец и массивные захваты испытательной машины, находящиеся внутри рабочей камеры, и измеряли с помощью термопары хромелю-алюмель, находящейся внутри рабочей камеры в контакте с образцом.

Результаты механических испытаний показали, что с увеличением температуры предел текучести и прочности уменьшается, а пластичность увеличивается (Табл. 1). Для выделения стадий деформационного упрочнения, имеющих разный показатель параболичности n , деформационные кривые анализировали в истинных координатах s - e (рис. 1 а). Установлено, что деформационные кривые исследуемого сплава при различных температурах относятся к диаграммам параболического типа. На деформационных кривых выделяются упругая стадия и стадия параболического деформационного упрочнения. В логарифмических истинных координатах деформационная кривая разбивается на ряд отрезков с дискретно

изменяющимся показателем параболичности n . Для анализа были взяты участки с одним и тем же показателем параболичности $n=0,5$.

Таблица 1. Механические характеристики и автоволновые параметры сплава А5М

Т, К	Предел прочности, МПа	Предел текучести, МПа	Относительное удлинение до разрыва, %	Длина волны, мм
350	$55 \pm 2,2$	$34 \pm 1,2$	$49 \pm 1,3$	$4,7 \pm 1,2$
297	$68 \pm 1,8$	$35 \pm 1,2$	$38 \pm 1,1$	$4,8 \pm 1,1$
241	$76 \pm 1,8$	$36 \pm 1,2$	$37 \pm 1,2$	$5,5 \pm 1,3$
211	$79 \pm 1,6$	$37 \pm 1,2$	$35 \pm 1,1$	$6,2 \pm 1,2$
173	$83 \pm 1,7$	$38 \pm 1,2$	$31 \pm 1,0$	$8,1 \pm 1,2$

Анализ очагов пластической деформации методом спекл-фотографии [1] и изменения их положения с течением времени проводили при общей деформации соответствующей участкам деформационной кривой с показателем параболичности $n=0,5$.

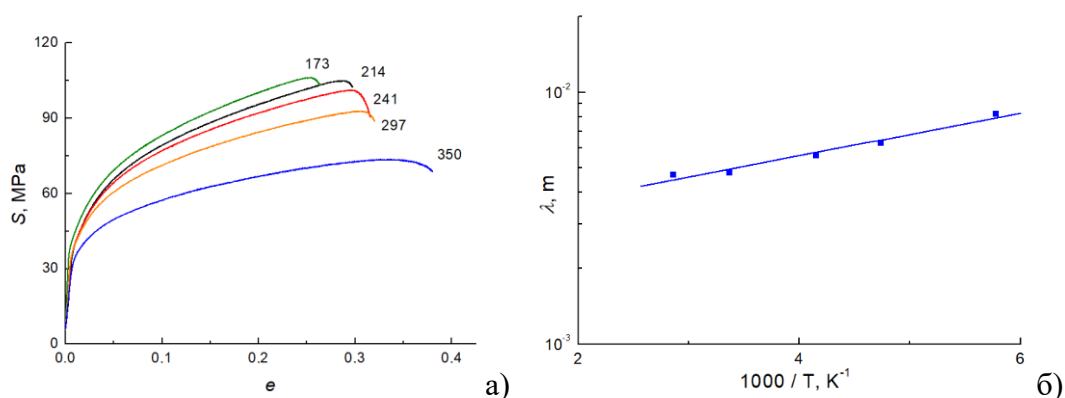


Рисунок – Влияние температуры на кривые пластического течения (а) и автоволновые характеристики (б) алюминия

Картина локализации деформации для параболической стадии пластического течения представляет собой стационарную систему эквидистантных очагов локализации, когда с течением времени положение очага локализованной деформации не меняется во времени при этом расстояние между очагами неизменно. Пространственный период локализации λ оценивали, как среднее расстояние между соседними очагами локализации по $X-t$ диаграммам (X – координата очага локальной деформации, t – время) на протяжении всей стадии пластического течения с показателем параболичности $n=0,5$. Установлена экспоненциальная зависимость пространственного периода локализации пластической деформации от температуры испытания (рис. 1 б).

Таким образом, в настоящей работе методом спекл-фотографии визуализирована кинетика очагов локализации пластической деформации от предела текучести до формирования шейки в широком температурном интервале поликристаллического алюминия.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0011.

Библиографический список

1. Barannikova S.A., Nadezhkin M.V., Kolosov S.V. Lattice constants and plastic flow localization in deforming medium // Strength and plasticity of materials under conditions of external energy effects (Materials to 60th anniversary of scientific school) / ed. by Prof. V.E. Gromov. – Novokuznetsk: Polygraphist, 2022. – P.110-124.

ПРОЦЕССЫ ИЗМЕНЕНИЯ ПРОЧНОСТИ В ЭЛЕКТРОПРОВОДЯЩИХ ЭЛЕМЕНТАХ ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ

В.И. Сташенко, О.Б. Скворцов

Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН

г. Москва, Россия

E-mai: vis20-11@rambler.ru

Аннотация. Работа силового электротехнического оборудования связана с влиянием на его надежность вибрационных процессов. Эксплуатация электропроводящих элементов такого оборудования в импульсном режиме сопровождается не только существенными поперечными вибрациями, которые связаны с эффектом близости, но и значительными продольными ударными и вибрационными воздействиями. Такие продольные вибрации связаны с проявлением динамического пинч-эффекта для свободных электронов проводника на фронтах действующих электрических импульсов, что может приводить к усталостным повреждениям проводников и окружающих их изоляционных материалов.

Ключевые слова: импульсная электроэнергетика, циклическая усталость, вибрация, ускорение, деформация, фреттинг-коррозия.

Вибрация проводящих шин энергетического оборудования, как правило, объясняется взаимодействием проводников с током с магнитными полями других параллельных проводников. Такие вибрации характеризуются частотами равными удвоенной частотой по отношению к рабочим частотам оборудования. Для нормирования уровня допустимых вибраций такого оборудования по ускорению типичны значения не превышающие $0,5 g$. Современное силовое электротехническое оборудование (генераторы, электромоторы, трансформаторы и электропроводящие шины) часто эксплуатируют в режиме импульсных токов, что обеспечивает ряд эксплуатационных преимуществ [1]. Воздействие больших импульсных токов даже на одиночный электрический проводник связано с механическими нагрузками из-за взаимодействия проводника с собственным магнитным полем. Действие сил Лоренца на свободные электроны в материале проводника приводит к динамическому пинч-эффекту, создающему кратковременные радиальные токи в материале проводника, что, в свою очередь, сопровождается ограничением на фронтах величины тока и формированием осевых ударных механических нагрузений. Полярность таких осевых сил определяется полярностью внешнего ступенчатого изменения электрического поля. Действие осевых ударных нагрузений на каждом из фронтов приводит к появлению последующих затухающих продольных и поперечных колебаний в материале проводника. При амплитудах токов, которые не вызывают заметного нагрева проводника, величины деформаций и вибрационных ускорений могут существенно превышать допустимые нормы вибрационного воздействия (рисунок 1). Передний фронт электрического импульса соответствует моменту t_0 , а задний - моменту t_1 . Импульсный характер ударно-вибрационного отклика в проводниках характеризуется широким спектром частот. Такие широкополосные вибрации в продольном и поперечном направлениях могут стать причиной ускоренной циклической усталости в материале проводника благодаря синергизму одновременного действия как низкочастотной, так и высокочастотной вибрации [2].

Виброакустические процессы в материале, действующие в условиях механических нагрузений также приводят к повышению пластичности и снижению сопротивляемости деформации. Такие явления рассматриваются как проявление вибропластического эффекта [3, 4] или акустического смягчения материала [5, 6].

Динамические высокочастотные нагружения материала, привязанные к начальным моментам фронтов, формируются в поверхностном слое проводника, в котором распространяется ток, благодаря скин-эффекту.

$a_A, \text{m/s}^2; a_T, \text{m/s}^2$

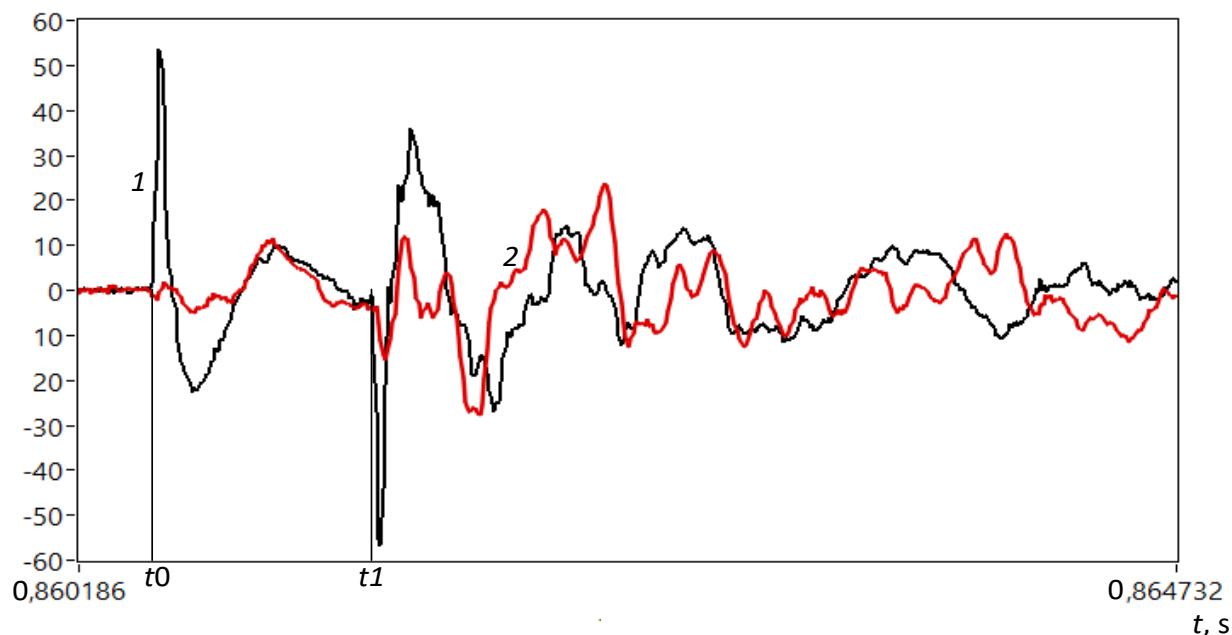


Рисунок – Продольное 1 и поперечное 2 ускорение для проводника из меди диаметром 3 мм и длиной 150 мм при воздействии одиночного электрического импульса амплитудой 2 Вольта

Механические ударные нагружения в поверхностном слое вызывают последующие затухающие волновые деформации во всем объеме материала. Таким образом, циклические нагружения приводят как к многоцикловой поверхностной усталости, так и к внутренним процессам сверхмногоцикловой усталости материала проводника.

Библиографический список

1. Скворцов О.Б., Сташенко В.И. Вибрационная прочность и усталость электромеханического оборудования // Проблемы управления безопасностью сложных систем. Материалы XXXI международной конференции 13 декабря 2023 г., М.: ИПУ РАН, 2023. - С.346 - 352. DOI: 10.25728/iccss.2023.22.54.047.
2. Скворцов О.Б. Влияние вибрации на процессы усталости конструкционных материалов и элементов // Материалы во внешних полях : труды XII Международного онлайн-симпозиума / под ред. В.Е. Громова, Сибирский государственный индустриальный университет. – Новокузнецк : Издательский центр СибГИУ, 2023. – С.52-53.
3. Морозенко В.Н., Кузнецов Е.В. Резонансный вибропластический эффект // Металлы, №3, 2000. – С.104-107.
4. Haiyang Zhou, Hongzhi Cui, Qing H. Qin Influence of ultrasonic vibration on the plasticity of metals during compression process // Contents lists available at ScienceDirect, Journal of Materials Processing Tech. journal homepage: www.elsevier.com/locate/jmatprotec, Journal of Materials Processing Tech. 251 (2018) P. 146–159.
5. Ziyu Zhao, Jinxing Liu, and Amir Siddiq, Plastic Softening Induced by High-Frequency Vibrations Accompanying Uniaxial Tension in Aluminum // Nanomaterials 2022, 12, 1239-1251. <https://doi.org/10.3390/nano12071239> <https://www.mdpi.com/journal/nanomaterials>
6. Zhehe Yao, Gap-Yong Kim, LeAnn Faidley, Qingze Zou, Deqing Mei & Zichen Chen Acoustic Softening and Hardening of Aluminum in High-Frequency Vibration-Assisted Micro/Meso Forming // Materials and Manufacturing Processes, 28: 584–588, 2013, - 584-590. ISSN: 1042-6914 print=1532-2475 online DOI: 10.1080/10426914.2012.667890.

ОЦЕНКА МЕХАНИЗМОВ УПРОЧНЕНИЯ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ СЖАТИЕМ

Аксёнова К.В., Громов В.Е.

*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия
e-mail: 19krestik91@mail.ru*

Аннотация. Методами сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии выполнен анализ эволюции структуры и дефектной субструктуры рельсовой стали при одноосном сжатии до степени 50%. %. Выявлено, что деформационное упрочнение имеет многостадийный характер и сопровождается снижением скалярной и избыточной плотности дислокаций и фрагментацией перлитных зерен, усиливающейся с ростом деформации. На основе полученных данных проведен количественный анализ механизмов упрочнения рельсовой стали при степенях деформации сжатием 15, 30, 50%. Показано, что на начальной стадии ($\varepsilon = 15\%$) основным упрочняющим фактором исследуемой стали является присутствие зерен пластинчатого перлита, а при больших степенях деформации ($\varepsilon = 50\%$) – упрочнение некогерентными частицами карбидной фазы.

Ключевые слова: рельсовая сталь, деформация, одноосное сжатие, структура, дислокационная субструктура, механизмы упрочнения, аддитивный предел текучести.

Деформация одноосным сжатием рельсовой стали Э76Ф стали сопровождается фрагментацией перлитных зерен, усиливающейся по мере увеличения степени деформации и достигающей $\approx 0,4$ объема исследуемой фольги при $\varepsilon = 50\%$ [1]. Средние размеры фрагментов пластин феррита при увеличении степени деформации от 15 до 50 % уменьшаются от 240 нм до 200 нм, соответственно. Также выявлена и фрагментация пластин цементита (размер фрагментов ~ 15 -20 нм и слабо зависит от степени деформации стали). Обнаружено разрушение пластин цементита, протекающее путем их растворения и разрезания подвижными дислокациями. Выявлено формирование в процессе деформации стали неоднородной дислокационной субструктуры, обусловленное торможением дислокаций частицами цементита. Увеличение степени деформирования сопровождается снижением скалярной и избыточной плотности дислокаций, что может быть обусловлено уходом дислокации в малоугловые границы, а также их аннигиляцией.

Используя полученные в работах [1, 2] результаты количественного анализа структуры стали, были проведены оценки механизмов упрочнения стали при степенях деформации 15 %, 30 % и 50 % (рис. 1). Оценки проводили, используя общепризнанные математические выражения и закономерности [3].

Основным упрочняющим фактором при степени деформации 15 % является присутствие зерен пластинчатого перлита (рис. 1, кривая 5). При увеличении степени деформации роль данного фактора снижается вследствие разрушения пластин цементита зерен перлита. Одновременно с этим увеличение степени деформации сопровождается снижением вклада в упрочнение стали от скалярной и избыточной плотности дислокаций (рис. 1, кривые 1 и 2). Роль вкладов в упрочнение стали от формирования твердого раствора (обусловлено растворением цементита) (рис. 1, кривая 4) и от фрагментации (обусловлено уменьшением размеров фрагментов и увеличением относительного содержания фрагментированной структуры) (рис. 1, кривая 7) усиливается с увеличением степени деформации стали. Основным механизмом упрочнения металла при больших степенях деформации ($\varepsilon = 50\%$) является упрочнение некогерентными частицами карбидной фазы (рис. 1, кривая 6).

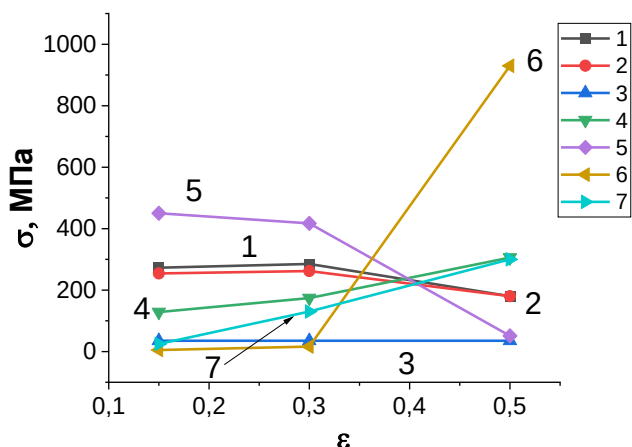


Рис. 1. Зависимость величины вклада в упрочнение стали от степени пластической деформации:
 1 – $\sigma_{\text{л}}$ (упрочнение неподвижными дислокациями, «дислокациями леса»);
 2 – $\sigma_{\text{д}}$ (упрочнение дальнедействующими полями напряжений);
 3 – σ_0 (упрочнение трением решетки);
 4 – $\sigma_{\text{ТВ}}$ (твердорастворное упрочнение); 5 – $\sigma_{\text{П}}$ (упрочнение зернами перлита);
 6 – $\sigma_{\text{ОР}}$ (упрочнение частицами неперерезаемых фаз);
 7 – $\sigma_{\text{с}}$ (субструктурное упрочнение).

Общий предел текучести стали в первом приближении, основанном на принципе аддитивности, который предполагает независимое действие каждого из механизмов упрочнения материала, можно представить в виде линейной суммы вкладов отдельных механизмов упрочнения [2]:

$$\sigma = \sigma_0 + \sigma_{\text{ТВ}} + \sigma_{\text{П}} + \sigma_{\text{ОР}} + \sigma_{\text{с}} + \sqrt{(\sigma_{\text{д}}^2 + \sigma_{\text{л}}^2)}.$$

Результаты суммирования вкладов выявленных механизмов в упрочнение стали, выполненное в аддитивном приближении, представлены квадратами на рис. 2. Отчетливо видно, что выполненные оценки качественно хорошо согласуются с поведением деформационной кривой (рис. 2, сплошная кривая). Выявленное количественное расхождение в пределах 13-28 % соответствующих экспериментально полученных и оценочных значений прочности стали может быть обусловлено неоднородностью структуры стали, а именно, присутствием зерен пластинчатого перлита и зерен ферито-карбидной смеси, которые, обладая различной прочностью, будут вносить коррективы в деформационное поведение материала.

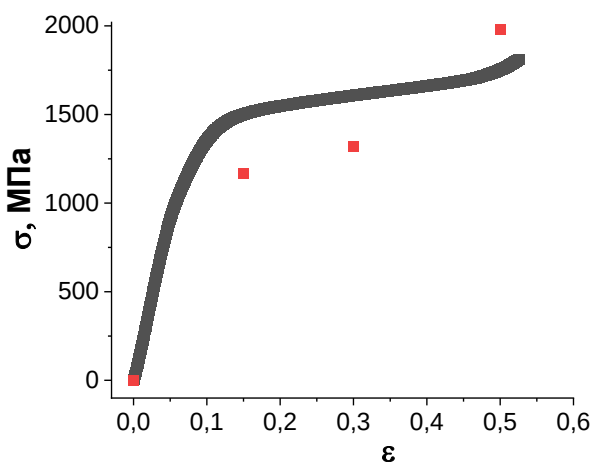


Рис. 2. Зависимость σ - ϵ образца рельсовой стали, подвергнутой нагружению одноосным сжатием (сплошная кривая); квадратами обозначены оценочные значения прочности стали.

Библиографический список

1. Aksenova K.V., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Qin R., Vashchuk E.S. Structural Phase Transformation of Rail Steel in Compression // Metals. – 2022. – № 12. – 1985. – P. 1-11.
2. Аксёнова К.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Попова Н.А., Юрьев А.А. Деформационное упрочнение сталей различных структурных классов : монография. – Новокузнецк: «Полиграфист», 2023. – 242 с.
3. Конева Н.А., Киселева С.Ф., Попова Н.А. Эволюция структуры и внутренние поля напряжений. Аустенитная сталь. – Saarbrücken: Laplambert Academic Publishing, 2017. – 145с.

МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ КРИСТАЛЛА PtAl

Кочкин А. С.², Теников К. А.², Варавина А. Ю.³

¹Алтайский государственный университет,
Барнаул, Россия, andre211@mail.ru

²Алтайский государственный технический университет,
Барнаул, Россия, gugolpleks@mail.ru

³Алтайский архитектурно-строительный колледж,
Барнаул, Россия, ananaz351@gmail.com

Аннотация. Исследование кристаллической структуры соединения PtAl направлено на выявление возможности возбуждения уединенных волн в ней. Этот процесс представляет собой важное явление, требующее дальнейшего понимания в контексте кристаллических материалов. PtAl является материалом с недостаточным уровнем исследования, что делает его интересным объектом для разработки новых конструкционных и функциональных материалов, особенно в свете дискретных бризеров. Мы исследовали процессы возникновения уединенных волн под воздействием различных факторов, включая частоту внешнего воздействия. Визуализация кристаллической структуры с использованием программного обеспечения OVITO дополнила наше исследование, позволяя нам анализировать различные плоскости кристалла и распространение уединенных волн в нем. Это способствует углубленному пониманию свойств материала PtAl и его поведения под воздействием разнообразных факторов.

Ключевые слова: PtAl, кристаллическая структура, дискретный бризер, уединенная волна, фононный спектр.

Данное исследование направлено на анализ кристаллической структуры соединения PtAl с целью оценки возможности возбуждения изолированных волн в данной системе. Этот анализ является ключевым для более глубокого понимания механизмов формирования таких волн в кристаллических материалах. Следует отметить, что PtAl остается малоизученным сплавом, но его анализ представляет интерес в контексте поиска новых перспективных материалов. Это исследование может привлечь внимание исследователей, работающих в области дискретных бризеров. В предыдущих работах в этом научном направлении были проведены исследования К. Schubert [2], Р. Esslinger и К. Schubert [4], Qi-Jun Hong [5], R. Ferro [6], а также Ricci, F [7].

В ходе данного исследования были применены методы молекулярной динамики для анализа процессов формирования уединенных волн в ответ на воздействие внешних факторов. Особое внимание уделялось частоте воздействия как ключевому параметру, влияющему на передачу энергии в дискретной среде. Для более детального анализа была использована расширенная суперячейка, содержащая 300 атомов и ориентированная в трех измерениях на основе элементарной ячейки кристалла. Первоначальным этапом исследования было формирование структуры элементарной ячейки кристалла (см. таблица 1) и определение длин и углов, определяющих условную решетку материала (см. таблица 2). В данном исследовании рассматривалась кубическая решетка.

Атомные позиции элементов в элементарной ячейке представлены в таблице 1.

Таблица 1. Координаты атомов в обычной элементарной ячейке

Wyckoff символ	Элемент	x	y	z
4a	Al	0.844032	0.844032	0.844032
4a	Pt	0.155063	0.155063	0.155063

Атомные позиции элементов в элементарной ячейке представлены в таблице 2.

a	4.88 Å
b	4.88 Å
c	4.88 Å
α 90.00 °	α 90.00 °
β 90.00 °	β 90.00 °
γ 90.00 °	γ 90.00 °
Объём 116.14 Å ³	Объём 116.14 Å ³

Таблица 2. Атомные позиции элементов в элементарной ячейке [7].

На первом этапе исследования была осуществлена генерация структуры элементарной ячейки кристалла. Этот процесс выполнялся с использованием программного обеспечения LAMMPS [3], которое позволяет модифицировать параметры кристаллической решетки для анализа запрещенной зоны в фононном спектре материала. Для визуализации структуры кристалла была применена программа OVITO [1], обеспечивающая возможность анализа как общей структуры кристалла, так и его отдельных плоскостей. Затем было проведено исследование распространения уединенных волн, что способствовало более глубокому пониманию влияния различных частот и амплитуд внешних воздействий на поведение и свойства материала PtAl.

Библиографический список

1. Information about Ovito. Simulation visualization [https:// www.ovito.org/](https://www.ovito.org/)
2. K. Schubert, W. Burkhardt, P. Esslinger, E. Gunzel, H.G. Meissner, W. Schutt, J. Wegst, and M. Wilkens. Einige strukturelle ergebnisse an metallischen phasen. Naturwissenschaften, 43:248–249, 1956.
3. LAMMPS Molecular Dynamics Simulator. URL: <https://lammps.org/>.
4. P. Esslinger and K. Schubert. Zur systematik der strukturfamilie des ni as. i. verbreitung der strukturen der ni as-familie. Zeitschrift fuer Metallkunde, 48:126–134, 1957.
5. Qi-Jun Hong, Axel van de Walle, Sergey V. Ushakov, Alexandra Navrotsky, Integrating computational and experimental thermodynamics of refractory materials at high temperature, Calphad, 79, (102500), (2022).
6. R. Ferro, R. Capelli, and G. Rambaldi. Ricerche sulle leghe dei metalli nobili con gli eleminti piu elettropositive. vi. esame micrografico e roentgenografico di alcune leghe del sistema alluminio-platina. Atti della Accademia Nazionale dei Lincei, Classe di Scienze Fisiche, Matematiche e Naturali, Rendiconti, Serie 8 (1, 1946-), 34:45–47, 1963.
7. Ricci, F. et al. An ab initio electronic transport database for inorganic materials. Sci. Data 4:170085 doi: 10.1038/sdata.2017.85 (2017).

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ МАКРОЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

И.Г. Вовнова, Ю.В. Соловьева, В.А. Старенченко, Я.Д. Липатникова

Томский государственный архитектурно-строительный университет,

Томск, Россия,

E-mail: irinavov12@mail.ru

Аннотация. Методом многоуровневого математического моделирования исследуются неоднородности пластической деформации в условиях высокоскоростного нагружения металлического материала. Исследованы явления локализации деформации и распространения деформации при формировании бегающей шейки в случае одноосного динамического растяжения. Получены картины макролокализации при одноосном сжатии образца. Численный эксперимент проведен в конечно-элементной двухуровневой математической модели, основанной на объединении механики деформируемых сплошных сред и физической теории прочности.

Ключевые слова: математическое моделирование, одноосное растяжение, одноосное сжатие, элемент деформационной среды, локализация пластической деформации, бегающая шейка.

Подход, который используется для описания процессов локализации пластического течения – объединение и синтез модели механики деформируемого твердого тела и модели дислокационной кинетики. Это многоуровневый подход, учитывающий процессы, происходящие на различных масштабных уровнях: на дислокационном уровне, на уровне элемента деформируемой среды, на макроуровне. Под элементом деформируемой среды понимается микрообъем, обладающий однородными свойствами, который имеет одинаковые значения плотностей дислокаций, концентраций точечных дефектов и размеры фрагментов разориентаций.

Расчеты показали, что при высокоскоростном нагружении образца на макрокартины пластической деформации оказывают влияние различные факторы: немонотонность свойств элемента среды; геометрия образца; особенности, связанные с наличием концентратора напряжения, его размерами и местоположением или его отсутствием.

Были получены различные варианты динамики макрокартин пластического течения при растяжении: устойчивая локализация и последующее разрушение (устойчивая шейка); развитие деформации и ее распространение вдоль образца без устойчивой локализации (бегающая шейка); множественные бегающие шейки [1].

Геометрические параметры образца оказывают существенное влияние на развитие пластической деформации: отношение длины образца к его ширине $l/h < 3,7$ не дает формирования фронтов локализованной деформации на поверхности образца, деформация протекает более однородно.

Условие отсутствия или наличия концентраторов напряжений оказывается определяющим для положения места формирования утонения образца при растяжении и усиление локализации пластического течения, которая связана со структурным разупрочнением.

Рассматриваются различные сценарии развития пластического течения элементарного объема деформируемой среды при сжатии, которые приводят к различным степеням макролокализации пластической деформации (рис. 1) [2].

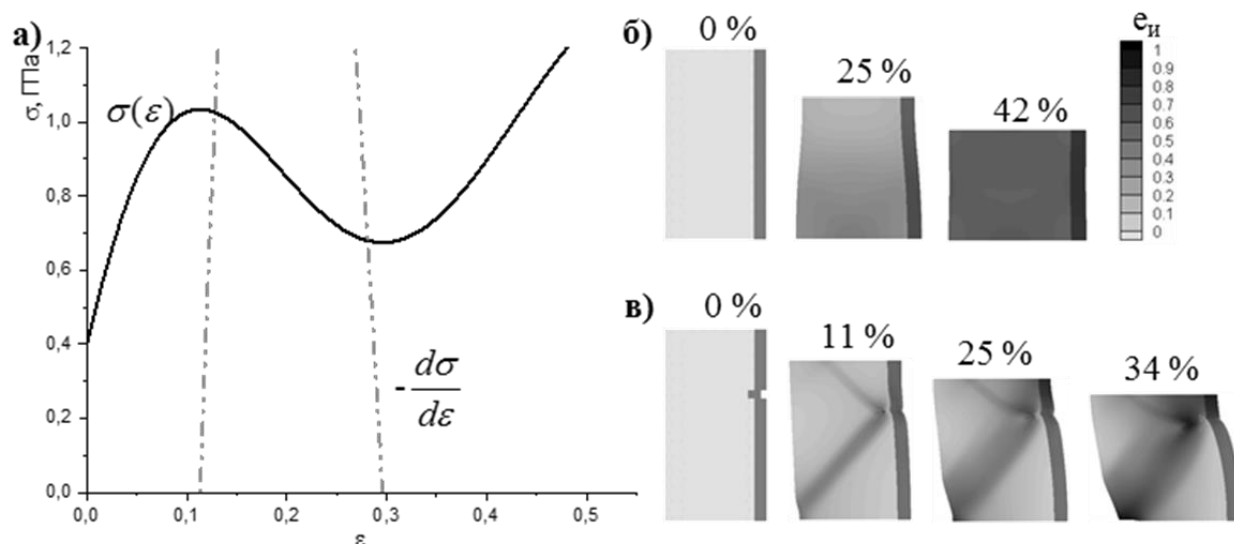


Рис. 1. Упрочнение элементарного объема среды (а), соответствующее сценарию 3, и образец при различных значениях деформации с распределением величины интенсивности пластической деформации (ϵ_{ii}) без введенных концентраторов напряжений (б) и с концентратором напряжений в виде разреза на боковой грани (в)

Показано, что на основе предложенного подхода удастся описать экспериментально наблюдаемые неоднородности пластической деформации различного типа. Получены картины распределения интенсивности пластических деформаций и напряжений, иллюстрирующие развитие полос макро- и суперлокализации при сжатии, формирование бегающей (распространяющейся) шейки при растяжении, множественных шеек. Обсуждаются условия проявления свойств сверхпластичности материала при одноосном динамическом растяжении. Анализируется влияние концентраторов напряжений на развитие неоднородностей пластической деформации различного вида.

Библиографический список

1. Старенченко В.А., Липатникова Я. Д., Соловьева Ю.В., Белов Н.Н., Валуйская Л.А., Вовнова И.Г. Токовая неустойчивость упрочнения микроэлемента деформационной среды как причина формирования бегающей шейки// *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. – 2022. – Т. 19, №4. – С. 454-462. Doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2022.04.004
2. Макролокализация пластической деформации при одноосном сжатии в модели синтеза дислокационной кинетики и механики деформируемого твердого тела / Я.Д. Липатникова, Ю.В. Соловьева, И.Г. Вовнова [и др.] // *Известия вузов. Физика*. – 2023. – Т. 66, № 12(793). – С. 48-54. – DOI 10.17223/00213411/66/12/6. – EDN VEWOLX.

УДК 669.539.382:669.17:625.1

УПРОЧНЕНИЕ ЗАЭВТЕКТОИДНОЙ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Попова Н.А.¹, Громов В.Е.², Никоненко Е.Л.¹, Порфирьев М.А.², Иванов Ю.Ф.³

¹Томский государственный архитектурно-строительный университет
г. Томск, Россия, e-mail: natalya-popova-44@mail.ru

²Сибирский государственный индустриальный университет
г. Новокузнецк, Россия

³Институт сильноточной электроники СО РАН
г. Томск, Россия

Аннотация. Методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии изучены структурно-фазовые состояния и дефектная субструктура на разных расстояниях от поверхности вдоль центральной оси симметрии головки рельса («Поверхность катания») и по радиусу скругления головки рельса («Выкружки») дифференцированно закаленных длинномерных рельсов категории ДТ400ИК из заэвтектоидной стали после длительной эксплуатации. Проведена количественная оценка вкладов, обусловленных трением кристаллической решетки, твердорастворным упрочнением, упрочнением перлитной составляющей, некогерентными частицами цементита, границами зерен и субграницами, дислокационной субструктурой и внутренними полями напряжений, установлена их иерархия. Выполнена количественная оценка аддитивного предела текучести в зависимости от расстояния от поверхности катания. Установлено сравнение количественных параметров тонкой структуры и вкладов в упрочнение на «поверхности катания» и «выкружки»).

Ключевые слова: электронная микроскопия, заэвтектоидная сталь, рельсы, упрочнение, эксплуатация, поверхность катания, выкружка.

Введение. Контактно-усталостные повреждения и поверхностный износ являются основными причинами, по которым рельсы изымаются из эксплуатации. В последние годы к рельсам предъявляются повышенные требования по эксплуатационной стойкости, что, прежде всего, обусловлено ростом скоростей движения железнодорожного транспорта. Поэтому создание рельсов специального назначения с высокими эксплуатационными свойствами является актуальной проблемой. В России эта задача с 2018 года решается путем производства длинномерных дифференцированно закаленных рельсов повышенной износостойкости и контактной выносливости категории ДТ400ИК. Эти рельсы изготавливаются из заэвтектоидной стали (содержание углерода – больше 0.8 вес.%).

Целью настоящей работы явилась оценка упрочнения поверхностных слоев головки рельсов из заэвтектоидной стали.

Материал и методы исследования. Изучение внутренней структуры и фазового состава проведено на образцах дифференцированно закаленных рельсов категории ДТ400ИК из стали марки Э90ХАФ производства АО «Евраз-ЗСМК» после пропущенного тоннажа 187 млн. тонн брутто. Исследования выполнены вдоль центральной оси симметрии головки рельса («Поверхность катания») и по радиусу скругления головки рельса («Выкружки») на образцах, находящихся на одинаковых от поверхности контакта «колесо – рельс», а именно 0 (верхний слой контактной поверхности), 2 и 10 мм от поверхности. Работа выполнена методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии на тонких фольгах с применением электронного микроскопа JEM-2100 (Jeol, Япония) при увеличениях в колонне микроскопа от 15000 до 500000 крат.

Результаты и их обсуждение. В результате проведенных исследований установлено, что на глубине 10 мм от поверхности катания по центральной оси симметрии («Поверхности катания») структура стали после длительной эксплуатации представлена четырьмя морфологическими составляющими: пластинчатым, разрушенным, фрагментированным и глобулярным перлитом. По мере приближения к поверхностному слою происходит разрушение перлита, совершенствование фрагментированной структуры и формирование субзеренной структуры. Одновременно эксплуатация приводит к разрушению и перераспределению частиц цементита, а также к упругому искажению кристаллической решетки α -фазы, при этом упругая составляющая внутренних дальнедействующих напряжений в поверхностном слое оказывается больше пластической более чем на порядок.

В отличие от центральной оси симметрии («Поверхность катания») в структуре стали по радиусу скругления головки рельса («Выкружки») на такой же глубине 10 мм присутствует не четыре, а пять морфологических составляющих: наряду с пластинчатым, разрушенным, фрагментированным и глобулярным перлитом появляются участки полностью разрушенной структуры, хотя и в небольшом количестве. По мере приближения к поверхностному слою

происходит интенсивное разрушение перлита, однако разрушенный и глобулярный перлит в структуре все еще присутствуют, разрушенная структура занимает все больший объем материала и появляется в небольшом количестве субзеренная структура.

Как и на «поверхности катания», эксплуатация привела к разрушению и перераспределению частиц цементита, а также к упругому искажению кристаллической решетки α -фазы и возникновению упругой составляющей внутренних упругих напряжений. Отметим, что на «поверхности катания» упругая составляющая внутренних дальнедействующих напряжений на глубине 10 мм полностью отсутствовала.

По полученным количественным данным был выполнен анализ механизмов упрочнения заэвтектоидной рельсовой стали на различных расстояниях от поверхности после пропущенного тоннажа 187 млн. тонн брутто, как вдоль центральной оси симметрии головки рельса («Поверхность катания»), так и по радиусу скругления головки рельса («Выкружки»). Оценены вклады, обусловленные трением кристаллической решетки, твердорастворным упрочнением, упрочнением за счет перлита, некогерентными частицами цементита, границами зерен и субграницами, дислокационной субструктурой и внутренними полями напряжений. Установлено, что, во-первых, прочность стали является величиной многофакторной и определяется совокупным действием ряда физических механизмов.

Во-вторых, прочность металла рельсов зависит от расстояния до поверхности головки рельса. А именно, по мере приближения к поверхности головки прочность металла увеличивается, причем наибольшему упрочнению подвергается приповерхностный слой головки рельса толщиной не более 2 мм. При большем удалении от поверхности головки прочностные свойства стали остаются практически на уровне прочностных свойств стали в исходном состоянии.

В-третьих, основным механизмом упрочнения металла вдоль центральной оси симметрии головки рельса («Поверхность катания») является упрочнение внутренними дальнедействующими (локальными) напряжениями, причем в основном упругого характера, а также субструктурное упрочнение и упрочнение некогерентными частицами. По радиусу скругления головки рельса («Выкружки») основным механизмом упрочнения является упрочнение некогерентными частицами, а также механизмы, обусловленные внутренними дальнедействующими (локальными) напряжениями, внутренними напряжениями сдвига («лес» дислокаций) и субструктурным упрочнением.

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FEMN-2023-0003).

УДК 669.15-194.55:539.374

Критическая субструктура в мартенситных сталях

Л.А. Теплякова, Т.С. Куницына, В.А. Печковский

Томский государственный архитектурно - строительный университет,

г. Томск, Россия

E – mail: lat168@mail.ru

Аннотация. В работе проведено исследование эволюции дефектной субструктуры, деформационного рельефа и фазовых превращений, реализующихся в стали со структурой отпущенного мартенсита при растяжении. Идентифицирована критическая субструктура, неспособная к дальнейшей эволюции иначе, как с образованием подсистемы микротрещин, а впоследствии и магистральной трещины. Измерены ее характеристики и установлена связь с иерархически организованной исходной структурой мартенсита отпуска.

Ключевые слова. Критическая субструктура, пакетно-пластинчатый мартенсит, внутренние напряжения.

Представление о критическом состоянии или критической субструктуре было введено Рыбиным В.В., Лихачевым В.А., Вергазовым А.Н. [1]. Под критической понимается структура материала, в которой исчерпаны все ресурсы для дальнейшего пластического деформирования. При этом скорость пластической деформации превышает возможную скорость релаксации внутренних напряжений, создаваемых в процессе нагружения металлических материалов. Примером критической структуры может служить хорошо развитая фрагментированная субструктура, формирующаяся при больших пластических деформациях в ОЦК металлах. Наличие границ и стыков фрагментов в этой субструктуре является определяющим условием зарождения микротрещин [2]. В настоящей работе проведено исследование эволюции дефектной субструктуры, деформационного рельефа и картины изломов сталей 34ХНЗМФА и 45ХН2МФА в отпущенном состоянии. Первая сталь прошла закалку с температуры 950°C в воду, затем отпуск в течение 4-х часов при температуре 600°C с последующим охлаждением в воду, а вторая – закалку с 870°C, последующим отпуском при температуре 220°C и охлаждением на воздухе, так что обе стали имеют структуру смешанного пакетно-пластинчатого мартенсита. Практически весь углерод содержится в карбидных выделениях (цементит и спецкарбиды). Исследование выполнено в интервале масштабов от макро до микро.

В настоящей работе установлено, что критическое состояние в исследованных сталях достигается тогда, когда практически все параметры тонкой структуры и деформационного рельефа выходят на насыщение. В таблице 1 приведены значения, которые принимают характеристики тонкой структуры на стадии насыщения, т.е. перед разрушением.

Таблица 1 – Значения характеристик тонкой структуры на стадии насыщения

№	Характеристика	Сталь 34ХНЗМФА	Сталь 45ХН2МФА
1	σ_o , МПа	1060 ± 50	1960 ± 50
2	$\Delta\sigma = \sigma_{\max} - \sigma_o$, МПа	360 ± 40	360 ± 40
3	$\langle \rho \rangle \cdot 10^{-11}$, см ⁻²	2,4 ± 0,5	2,2 ± 0,5
4	$\langle \rho_{\pm} \rangle \cdot 10^{-11}$, см ⁻²	1,1 ± 0,3	2,1 ± 0,4
5	$\langle \tau_{\text{лок}} \rangle$ МПа	2300 ± 100	3200 ± 100
6	Средний размер фрагментов, нм	290 × 140	300 × 130
7	Плотность изгибных контуров $\times 10^{-4}$, см ⁻¹	2,0	2,4
8	Угол разориентации фрагментов	4,0	5,0

В табл.1 σ_o - предел текучести, ρ – скалярная плотность дислокаций, $\rho_{\pm}$ избыточная плотность дислокаций, $\langle |\tau_{\text{лок}}| \rangle$ среднее значение дальнodelствующиx напряжений.

Локальные степени деформации образца в зоне разрушения достигают значений 0,6...1,0. Наиболее прямая характеристика наклепанного материала - внутренние дальнodelствующиe напряжения. В исследованных сталях достигаются высокие средние значения дальнodelствующиx напряжений $\langle |\tau_{\text{лок}}| \rangle$, а их максимальные значения достигают величин, соизмеримых с теоретической прочностью. Это значит, что данный материал разрушают внутренние напряжения, связанные с несовместностью деформации. Таким образом, критическими условиями разрушения исследованных сталей является достижение локальных напряжений, равных теоретическому пределу прочности, при среднем их значении, равном реально достигаемому предельному напряжению. Достижение критического состояния обеспечивает локальные пути для распространения трещин. В сталях со структурой отпущенного мартенсита трещины следуют преимущественно по поверхностям раздела. Трещина стремится следовать по границе включения с матрицей, то есть по тем местам, где поверхностная энергия меньше. В сталях со структурой отпущенного мартенсита проблема зарождения трещин не стоит. Мест зарождения микротрещин

достаточно много: неметаллические включения, крупные карбидные частицы, различные поверхности разориентации и их стыки. Пути распространения микротрещин обеспечивают внутренние поля напряжений. Магистральное же направление распространения трещины задается внешними напряжениями.

Сопоставление характера деформационного рельефа и тонкой структуры, формирующейся перед разрушением [3], с картиной изломов на различных структурно-масштабных уровнях свидетельствует о том, что разрушение исследованных сталей, также как и пластическая деформация, ей предшествующая, несет в себе черты наследственности исходной структуры. Иерархически организованная структурная наследственность в сталях с мартенситом отпуска является закономерным явлением, характерным для данного класса сталей, что также коррелирует с выводами, представленными в [4].

Библиографический список

1. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов.-М.: Металлургия.-1986.-224с.
2. Вергазов А.Н., Рыбин В.В. Структурные особенности образования микротрещин в молибдене // ФММ.-1978.-Т.46, вып.2.-С.371-383.
3. Teplyakova L.A., Kashin A.D., Kunitsyna T.S. Development of shear deformation in lath martensite of medium alloy steels under tension. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2023;66(2):154-161.
4. T. Chen, T. Chiba, M. Koyama, A. Shibata, E. Akiyama, and K.. Takai . Hierarchical Characteristics of Hydrogen-Assisted Crack Growth and Microstructural Strain Evolution in Tempered Martensitic Steels: Case of Quasi-cleavage Fracture// *Metall. Mater. Trans. A*, 2021, vol. 52A, pp. 4703-4713.

УДК 544.2

ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЕ И МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ АМОРФНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА В КИСЛЫХ СРЕДАХ С ДОБАВКАМИ РОДАНИДА КАЛИЯ

**Федоров В.А., Балыбин Д.В., Плужникова Т.Н., Бойцова М.В., Яковлев А.В.,
Плужников С.Н.**

ФГБОУ ВО «Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина»,
Тамбов, Россия

fedorov-tsu.tmb@inbox.ru

Аннотация. Исследовано влияние кислотности среды и добавок роданида калия на скорость парциальных электродных реакций в аморфном сплаве на основе кобальта. Показано, что роданид калия ведет себя как ингибитор коррозии. Исследованы зависимости предела прочности и микротвердости от кислотности среды. Рассмотрены морфологические особенности разрушения аморфных сплавов в кислых растворах. Отмечено, что на поверхности разрушения появляются сколы и трещины, не характерные для деформации аморфных сплавов в исходном состоянии.

Ключевые слова: аморфные сплавы, механические характеристики, кислые растворы.

Металлические стекла, обладающие высокими прочностными характеристиками и коррозионной стойкостью, отличающиеся разнообразием элементного состава, привлекательны для практического применения [1-2]. Структура, химический состав и однородность материала являются факторами, влияющими на коррозионное поведение металлических стекол. Установление структурных превращений в аморфных сплавах на основе кобальта в результате внешних воздействий и их корреляции с механическими и коррозионными свойствами является востребованным направлением исследований.

В работе исследовали ленточные образцы аморфного магнито-мягкого сплава на основе кобальта (АМАГ-186). Поляризационные измерения проведены на неподвижном электроде в потенциостатическом режиме на комплексе, состоящем из анализатора частотного отклика и потенциостата Solartron 1287. Использовали растворы состава $x\text{M HCl} + (1 - x)\text{LiCl} + y\text{мМ KSCN}$, где $x = 0,05; 0,1; 0,5$; $y = 0,5; 1,0; 5,0, 10,0$. В исследованиях использована трехэлектродная электрохимическая ячейка из стекла “Пирекс” с разделенными катодным и анодным пространствами. Поляризационные кривые снимали посредством потенциодинамической поляризации со скоростью развертки $0,66\text{ мВ/с}$.

Установлено, что катодные и анодные ветви поляризационных кривых, снятые на аморфном сплаве в растворах с различными концентрациями KSCN, меняют ход при введении и увеличении концентрации добавки. Потенциал коррозии смещается в анодную область при максимальной концентрации добавки роданида калия по сравнению с фоновым раствором на $0,3\text{ В}$, величина тафелевского угла наклона катодной кривой (b_k) увеличивается с $0,120\text{ В}$ (фоновый раствор и растворы, содержащие $0,5$ и 1 мМ KSCN) до $0,170 - 0,180\text{ В}$ (растворы, содержащие 5 и 10 мМ KSCN). Величина тафелевского угла наклона анодной кривой (b_a) для различных концентраций роданида калия меняется незначительно и находится в интервале $0,040 - 0,060\text{ В}$. Порядки реакции по роданид-ионам катодного и анодного процессов оказываются отрицательными и составляют от $-0,6$ до $-0,3$ единицы, что указывает на ингибирующее действие роданида калия.

Поляризационные кривые в растворах с другими значениями кислотности, содержащих различные концентрации KSCN практически не изменяют ход кривых с изменением концентрации добавки, но общая тенденция влияния роданида калия как ингибитора сохраняется.

Проведены исследования по установлению зависимости предела прочности сплавов от концентрации исходных растворов. Образцы выдерживались в течение 2 часов в растворе, а затем подвергали испытанию на разрывной машине Instron-5565. Установлено, что при повышении концентрации HCl в рабочем растворе имеет место тенденция по уменьшению предела прочности. Добавление роданида калия при небольших концентрациях снижает предел прочности, с последующим восстановлением его до исходных значений (рис. 1а). Значения микротвердости при указанных воздействиях имеют некоторую корреляцию с ходом зависимости предела прочности (рис. 1б).

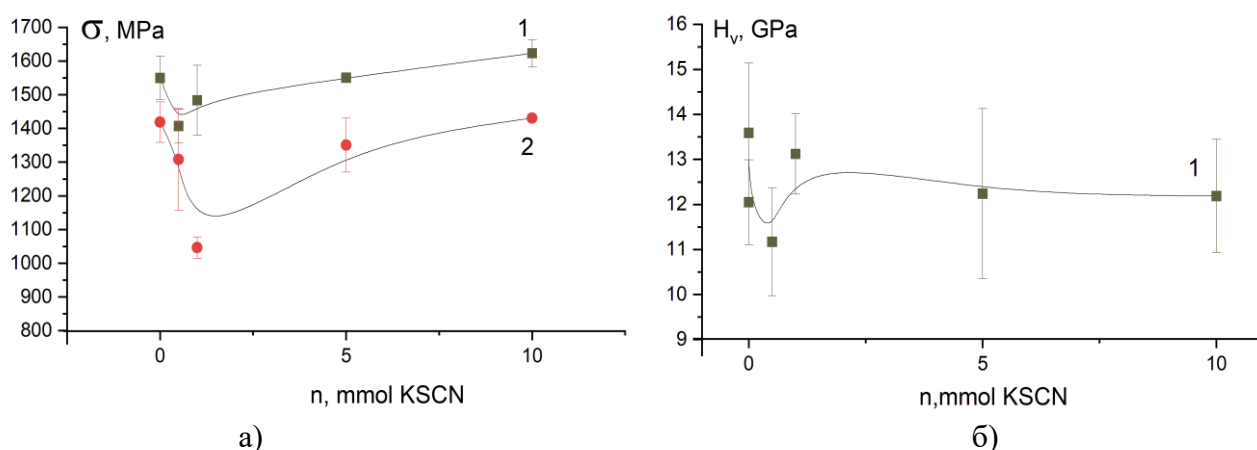


Рисунок 1 – Зависимости: а) предела прочности и б) микротвердости для сплава АМАГ-186 после воздействия среды: (1) $0,1\text{M HCl} + 0,9\text{ LiCl}$, (2) $0,5\text{M HCl} + 0,5\text{ LiCl}$ и различных концентраций роданида калия.

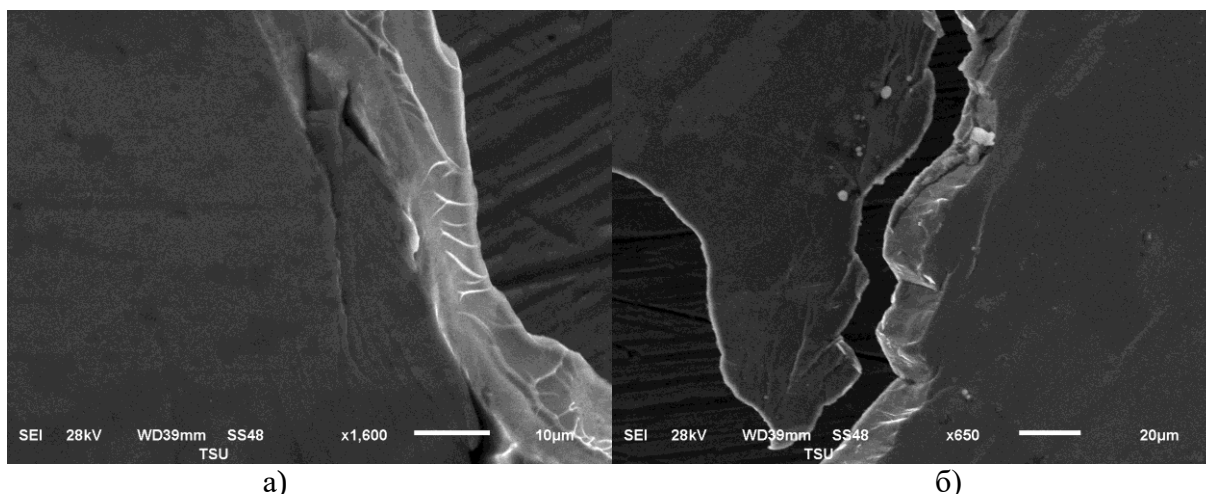


Рисунок 2 – Характер разрушения сплава АМАГ-186 до воздействия среды – (а), после воздействия среды состава 0,1М НСl + 0,9 LiCl + 10 ммоль КSCN – б).

Исследования морфологических особенностей после разрушения показали, что при воздействии кислой среды с добавками КSCN на поверхности разрушения наблюдаются сколы и трещины, «венный» узор, не характерные для деформации аморфных сплавов в исходном состоянии (рис. 2). Увеличение концентрации соляной кислоты и роданида калия приводит к выделению на поверхностях образцов химических соединений в виде солей, образование которых на прочностные характеристики не влияет.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФ (грант № 24-12-00155).

Библиографический список

1. Zhang, S. Crystallization behavior and corrosion resistance of Al86Ni10Zr4 amorphous alloy under different annealing treatment conditions / S. Zhang et al. // J. Non-Cryst. Solids. 2022. V. 593. P. 121775.
2. Fedorov V.A., Balybin D.V., Pluzhnikova T.N., Boitsova M.V., Fedotov D.Yu., Bereznier A.D., Yakovlev A.V. Features of electrochemical behavior of an amorphous iron-based alloy in acidic solutions containing potassium rhodanide / St. Petersburg State Polytechnical University Journal. Physics and Mathematics. 2023. T. 16. № S1.1. C. 211-217.

УДК 539.372:669:531

СТАДИИ НАКОПЛЕНИЯ ПЛОТНОСТИ ПОРОГОВ НА ВИНТОВЫХ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СЕГМЕНТАХ И ИНТЕНСИВНОСТИ ГЕНЕРАЦИИ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ

Д.Н. Черепанов

Томский государственный архитектурно-строительный университет,

Томск, Россия,

E-mail: d_n_ch@mail.ru

Аннотация. На основе проведённого моделирования консервативного движения порогов вдоль линии винтовых дислокационных сегментов в ГЦК-металлах с высокой энергией дефекта упаковки сделан вывод о наличии стадий накопления порогов на винтовых дислокационных сегментах и соответствующей интенсивности генерации точечных дефектов. Полученные зависимости скорости движения порогов от времени при различных величинах плотности дислокаций позволяют сделать следующие выводы: 1) при малой плотности дислокаций пороги не успевают аннигилировать и на линии винтовых сегментов возникает максимально возможная плотность порогов; 2) при достаточно высокой плотности

дислокаций на линии винтовых сегментов быстро устанавливается динамически равновесная плотность порогов; 3) имеется промежуточная стадия перехода от максимально возможной плотности порогов до динамически равновесной. Предложено выражение для средней плотности порогов на винтовых сегментах, учитывающее стадийность накопления порогов. Получено выражение для интенсивности накопления точечных дефектов.

Ключевые слова: математическое моделирование, сдвиговая пластическая деформация, плотность дислокаций, точечные дефекты, плотность порогов.

Моделирование процессов в пластически деформируемых металлах и сплавах, основанное на концепции упрочнения и отдыха [1], использует выражение для интенсивности генерации точечных дефектов [2], содержащее линейную плотность порогов на винтовых дислокационных сегментах $c_j(\rho) = \Lambda_j^{-1}$. Поскольку скорость движения порогов увеличивается от нуля до величин далёких от скорости звука, движение элементарных порогов рассматривалось как скольжение прямолинейных краевых дислокационных сегментов и при моделировании использовалось уравнение движения «материальных точек» с координатой x и массой m .

Движение порогов происходит в направлении равнодействующей сил: 1) взаимодействия $\mu b^2(4\pi(1-\nu))^{-1}x^{-2}$, где $2x$ уменьшается от среднего расстояния между порогом c_j^{-1} до b , 2) трения $\tau_f b$ и вязкого торможения $B_0 \dot{x}$; 3) проекций линейных натяжений $\mu \cos \varphi_1$ и $\mu \cos \varphi_2$.

В симметричном случае достаточно рассматривать движение только одного порога. Равнодействующая проекций линейных натяжений на ось с направлением $\vec{b}$ по абсолютной величине равна $\mu(\cos \varphi_1 - \cos \varphi_2) = \mu \left(\sqrt{1 - (\tau_f b \mu^{-1})^2} - \sqrt{1 - (0,5\tau(1,5c_j^{-1} - |x|)b \mu^{-1})^2} \right)$.

Модель движения правого и левого порогов имеет вид

$$m\ddot{x} + B_0 \dot{x} = -\tau_f b - \gamma_{A\phi\Gamma} + \mu b^{-1} \left((4\pi(1-\nu))^{-1} b^2 x^{-2} + \sqrt{1 - 4\alpha^2 \rho x^2} - \sqrt{1 - \alpha^2 \rho (1,5c_j^{-1} - |x|)^2} \right). \quad (1)$$

Начальные условия: $\dot{x}(0) = v_j(0) = 0$, $x(0) = 0,5c_j^{-1}$. Уравнение (1) применимо в промежутке времени, в течение которого дислокационный сегмент пробегает расстояние в среднем равное среднему расстоянию $(\xi\rho)^{-1/2} \approx 0,7\rho^{-1/2}$ между дислокациями «леса». Очевидно, что расстояние x удовлетворяет условиям: $x \leq 0,5c_j^{-1}$, $x \leq 0,5\alpha^{-1}\rho^{-1/2}$ и $1,5c_j^{-1} \leq \alpha^{-1}\rho^{-1/2} + x$.

Текущая плотность порогов $c_j(t, \rho)$ на движущемся винтовом сегменте при данной плотности дислокаций, которая подчиняется модифицированному уравнению Инденбома-Орлова $\dot{c}_j = \beta_j \xi \rho v_s - w_j c_j^2 v_j$, увеличивается и достигает динамически равновесной плотности порогов $c_j^{dyn}(\rho)$, начиная с момента, когда процессы образования и аннигиляции порогов противоположного знака уравниваются друг друга, т. е. $\dot{c}_j = 0$. Для вывода зависимости интенсивности генерации точечных дефектов от плотности дислокаций необходимо выражение для средней плотности порогов $c_j(\rho) = t_{max}^{-1} \int_0^{t_{max}} c_j(t, \rho) dt$ за время их движения.

В работах по моделированию используются различные формулы для средней плотности порогов такие как: 1) $c_j^{max} = \beta_j \xi \rho \ell_d = \beta_j \xi k_d \rho^{1/2}$ — максимально возможная плотность порогов при отсутствии их аннигиляции; 2) $c_j^{dyn}(\rho, v_s, v_j) = \sqrt{\beta_j \xi \rho v_s w_j^{-1} v_j^{-1}}$ — динамически равновесная плотность порогов ($c_j^{dyn}(\rho) = \sqrt{0,5\xi\rho}$ согласно уравнениям Хирша-Мотта); 3) $c_j(\rho) = \sqrt{\beta_j \xi \rho K_{sj} w_j^{-1}}$, где величина $K_{sj} = v_s v_j^{-1}$ часто принималась равной единице; 4) в формуле $c_j^{dyn}(\rho, v_s, v_j)$ выражение $v_s w_j^{-1} v_j^{-1}$ принимается равным логистической зависимости,

соответствующей известным экспериментальным данным для зависимости скорости движения дислокации от напряжения.

Для металлов с низкой энергией дефекта упаковки $\kappa_{sj} = \sqrt{3}$ для порогов, генерирующих вакансии, поскольку движение винтового сегмента приводит не только к образованию вакансии, но и к консервативному движению расщеплённого порога. Принимается также $v_j = 0$ для порогов генерирующих межузельные атомы, поэтому аннигиляция порогов противоположного знака обязательно происходит после пробега дислокационного сегмента на расстояние $c_j^{-1}\sqrt{3}$.

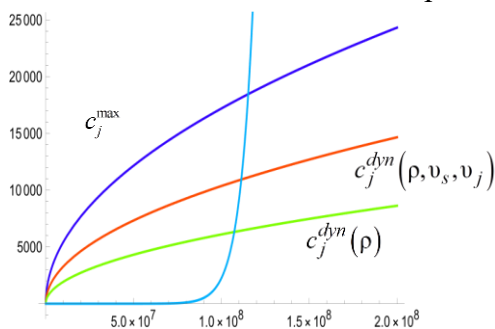


Рисунок 1 – Зависимость плотности порогов от плотности дислокаций, полученная по различным формулам.

На рис. 1 приведены зависимости плотности порогов от плотности дислокаций полученные по четырём вышеуказанным формулам. На различных стадиях деформирования, по-видимому, следует использовать также и различные формулы для плотности порогов.

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FEMN-2023-0003).

Библиографический список

1. Старенченко В.А., Черепанов Д.Н., Слободской М.И. Кинетика порогов на движущейся винтовой дислокации в ГЦК – кристалле // Изв. ВУЗов. Физика. – 2009, № 9/2, с. 108-117.
2. Старенченко В.А., Черепанов Д.Н., Селиваникова О.В. Моделирование пластической деформации кристаллических материалов на основе концепции упрочнения и отдыха в ГЦК-металлах // Изв. ВУЗов. Физика. – 2014, том. 57, № 2, с. 4-14.

Секция 4

*Материалы на основе
высоко- и среднеэнтروпийных сплавов,
высоколегированные сплавы, методы
их получения, структура, механические
и функциональные свойства,
механизмы деформации*

A BRIEF ACHIEVEMENTS OF SCIENTIFIC SCHOOL “STRENGTH AND PLASTICITY OF MATERIALS UNDER THE ACTION OF EXTERNAL INFLUENCES”

V.E. Gromov, S.V. Konovalov, S.A. Nevskii, D.V. Zagulyaev, R.E. Kryukov
Siberian State Industrial University, Novokuznetsk Russia, e-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

The author studied the physical mechanisms and strength of metals, steels, and alloys under external electromagnetic and mechanical influences.

The physical processes of structure formation, phase composition, dislocation of substructure, and redistribution of carbide phase and carbon in differentially heat-strengthened rails under real operating conditions have been analyzed. The gradient changes in the structure, phase composition, and dislocation substructure of rail steel, characterized by specific regular changes in the scalar and excessive dislocation density, relative content of structure types, carbide phase, and carbon atoms in the rail head cross-section, have been revealed. It made it possible to identify the physical nature and quantify the hardening mechanisms at different distances from the rolling surface. The results were used for comparative analysis and adjustment of thermomechanical hardening regimes, monitoring rail flaw detection, justification of the timing of routine rail condition inspection works, and developing nondestructive testing techniques.

The physical nature and patterns of structure formation, fine structure, and properties of high-entropy alloys under irradiation with low-energy high-current beams have been established. A data bank on the influence of electron-beam treatment on the evolution of structural-phase states and properties of Co-Cr-Fe-Ni-Mn and Co-Cr-Fe-Ni-Al HPPs formed on stainless steel and Al alloy substrates has been formed. These results possess fundamental value for the advancement in the field of condensed-matter physics related to the development of a new class of materials and methods of their surface treatment. The modes of titanium electro-explosive alloying and further treatment of the alloying surface by low-energy, high-current, repetitively pulsed electron beams are established. It ensured an increase in wear resistance and microhardness of the modified surface, an increase in hardening zone depth, and a decrease in the surface roughness parameter. The physical nature of Hardox 450 steel surface hardening by arc surfacing with flux-cored wires (Fe-C-Nb-Cr-W and Fe-C-Ni-B) has been revealed. This process was followed by electron-beam treatment based on comparative structure analysis, phase composition, flaw substructure, and tribological and mechanical properties of coatings. The physical nature of the formation and evolution of structural-phase states and the defect substructure of silumin subjected to electron-beam treatment and multi-cycle fatigue loading before fracture has been revealed. Physical mechanisms and patterns of influence of the electron beam and current pulse treatment of titanium on the increase of its fatigue life, structure, and phase composition are established. The physical nature and regularities of the formation of structural-phase states and the modification of properties of Al and pre-eutectic silumins subjected to electron-ion-plasma and magnetic field influence have been established.

The physical mechanisms of the formation of macro, microstructure, structural-phase states, and properties of steel welded joints and electric arc coatings working in special conditions obtained using carbon-fluorine-containing materials are revealed. Physical and mathematical models of the formation of gradient micro- and nano structural states of metallic materials under the influence of electric, mechanical, and concentrated energy flows on combined shear instabilities at interfaces are created. The physical nature of the formation of the structure and properties of wear- and erosion-

resistant electro-explosive coatings in spraying and subsequent electron-beam processing has been determined.

УДК 536.425:539.25:539.351

ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВА КАНТОРА ЛЕГИРОВАНИЕМ НИОБИЕМ И ЦИРКОНИЕМ

В.Е. Громов, С.В. Коновалов, М.О. Ефимов, И.А. Панченко

Сибирский государственный индустриальный университет, г.Новокузнецк, Россия

e-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

Новый класс металлических материалов – высокоэнтропийные сплавы (ВЭС), содержащие 5 – 6 элементов в концентрации 5 – 35 % – был разработан в конце XX столетия и с того времени активно исследуется. Эти материалы привлекли внимание исследователей благодаря своим замечательным свойствам, таким как высокие прочность, пластичность, коррозионная стойкость, крио- и жаропрочность, обрабатываемость и т.д.

Среди этого огромного банка данных особое место занимает сплав Кантора CoCrFeNiMn , свойства которого, начиная с 2004 г., хорошо изучены при обычных, высоких и низких температурах.

Улучшение механических и функциональных свойств ВЭС Кантора может быть связано с легированием хорошо изученными элементами, такими как ниобий и цирконий. Для упрочнения обычных сталей и сплавов широко используется микролегирование этими элементами. Природа и механизмы упрочнения подробно изучены для рельсовой стали в многочисленных работах конца прошлого и начала нынешнего столетия. Ниобий является сильно карбидо- и нитридообразующим элементом, связывает углерод и азот, образуя ультрадисперсные наноразмерные карбиды и карбонитриды. Однако частицы микронного размера отрицательно влияют на ударную вязкость. Разрушение образцов характеризуется образованием явно выраженного интеркристаллитного излома. Такой вид излома является одним из наименее энергоемких, то есть наиболее опасных, так как при реализации механизма интеркристаллитного разрушения энергоемкость процесса определяется не характеристиками самого металла, а свойствами ослабленных границ зерен поликристалла.

Когда ниобий содержится в таком многоэлементном сплаве, как сплав Кантора, роль легирующих добавок в формировании структуры и свойств ВЭС может быть выявлена лишь при исследовании на наномасштабном уровне при использовании просвечивающей электронной микроскопии.

Из-за крайне ограниченного количества публикаций нет единой концепции природы влияния ниобия и циркония, в настоящее время идет процесс наполнения информации и ее осмысления. Но тот факт, что научное сообщество уже обратилось в своих исследованиях к этой практически важной проблеме, свидетельствует об ее актуальности и практической значимости. Выполнен краткий обзор публикаций последних лет отечественных и зарубежных исследователей по улучшению механических свойств сплава Кантора путем легирования ниобием и цирконием, хорошо зарекомендовавшими себя при легировании традиционных сплавов. Легирование цирконием приводит к более низкой температуре плавления из-за образования эвтектики со всеми элементами сплава Кантора. Легирование атомами ниобия в диапазоне 0 – 16 ат. % обеспечивает образование объемной доли фаз Лавеса и σ -фазы до 42 %, что, в свою очередь, ответственно за пятикратное увеличение предела текучести от 202 до 1010 МПа. Проанализированы работы по совместному легированию сплава Кантора системами $\text{Zr} + \text{Ti} + \text{Y}_2\text{O}_3$, $\text{Nb} + \text{C}$, $\text{Nb} + \text{V}$. При комплексном легировании значительно улучшаются механические свойства. В работе раскрыты и обсуждены физические механизмы упрочнения. Микролегирование 0,2 % Nb сплава с 1,3 % C обеспечивает превосходное сочетание предела текучести (~1096 МПа) и относительного удлинения (~12 %) после отжига при 700 °С.

СТРУКТУРА СПЛАВА, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ДУГОВОЙ НАПЛАВКИ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОЙ ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКОЙ СИСТЕМЫ Al-Co-Cr-Fe-Mn

Крюков Р. Е., Михно А. Р., Панченко И.А., Коновалов С.В., Махнев И. А.

*Сибирский государственный индустриальный университет,
Новокузнецк, Россия, e-mail: mikno-mm131@mail.ru*

Аннотация. Методом электродуговой наплавки под слоем флюса были проведены исследования по изготовлению сплава порошковой проволокой системы Al-Co-Cr-Fe-Mn. Проведенное электронно-микроскопическое исследование сплава выявило, что сплав вблизи поверхности наплавки характеризуется двухфазной структурой, состоящей из мартенсита реечной и пластинчатой морфологии и отдельных зерен феррита. Показано, что изменение скорости кристаллизации и охлаждения в зоне сплавления наплавки и подложки привело к увеличению объемной доли мартенситной фазы и росту ее дисперсности и дефектности.

Ключевые слова: порошковая проволока, электродуговая наплавка, высокоэнтропийные материалы, микроструктура.

Металлические сплавы с содержанием каждого элемента от 5 до 35 % вызывают большой научный интерес как в отечественной, так и в зарубежной науке [1]. Этому свидетельствует тот факт, что за столь короткое время анализу высокоэнтропийных сплавов было посвящено более пяти тысяч значимых научных работ. Среди которых можно найти публикации, содержащие обзор проблем, связанных с особенностями получения высокоэнтропийных сплавов, исследования структуры, механических свойств многокомпонентных сплавов [2-3]. Множество исследований в анализируемой области было связано с поиском способов изготовления высокоэнтропийных сплавов. В частности, рассмотрены стандартные способы изготовления ВЭС, включающие порошковую металлургию, обычное литье, и аддитивное производство (АП) [1]. Однако, широкое распространение получили методы, основанные на термоядерном синтезе, которые могут быть классифицированы как: электронно-лучевые [3], лазерные, плавление в порошковом слое, а также аддитивное производство с проволоочной дугой (WAAM) [2].

Целью данной работы является – получение многокомпонентных порошковых проволок и формирование наплавочных электродуговых покрытий, проведение исследования влияния высокоэнтропийного наполнителя порошковой проволоки на параметры структуры, фазового состава, дислокационной субструктуры, физических и механических свойств наплавленного материала.

Изготовление проволоки проводилось на лабораторной установке НПЦ «Сварочные процессы и технологии» СибГИУ по технологии с пропуском через фильеры. Изготовление порошковой проволоки осуществляли с использованием порошкообразных материалов: хрома ПХ-1С, марганца МР-0, алюминия АСД-4, кобальта ПК-1у. Состав шихты брался из расчета 25% всех используемых элементов. Наплавка разработанной проволоки проводилась под высококремнистым марганцевым флюсом АН-348а. В качестве подложки была использована пластина из стали 09Г2С размером 25*80*300 мм.

После изготовления полнопрофильного образца методом электроэрозионной резки были получены образцы для проведения следующих исследований: определение химического состава сплава, выявление закономерности формирования микроструктуры образцов в зависимости от расстояния от зоны сплавления методом просвечивающей электронной микроскопии.

Результаты химического анализа указывают на то, что полученный с использованием разработанной порошковой проволокой наплавленный металл состоит в основном из 70% Fe и 30% легирующих элементов (Al-3,27%, Co-5,48, Cr-6,25, Mn-6,47%).

Методом тонких фольг электронно-микроскопически изучены микроструктура и фазовый состав образцов многокомпонентного сплава, вырезанных из различных участков наплавленного покрытия. Электронно-микроскопический анализ показал, что исследованные образцы характеризуются двухфазной структурой, состоящей из мартенсита и отдельных зерен феррита. На снимках микроструктуры сплава визуализируется большое количество контуров экстинкции, появление которых объясняется высокой плотностью дефектов кристаллической решетки и полями упругих напряжений вокруг них, возникающей при формировании высокодефектной мартенситной структуры.

В структуре сплава отчетливо выявляется мартенсит двух морфологий: реечный, состоящий из протяженных реек длиной до нескольких микрон и шириной до 300 нм, и двойникованный пластинчатый, длина двойников в котором достигает 400-700 нм, а ширина – до 40 нм. В зернах феррита, наоборот, наблюдается более однородный контраст, свидетельствующий об их меньшей дефектности. Кристаллы α -фазы характеризуются вытянутой или близкой к равноосной формой и размерами от 200 до 2000 нм. Изменение скорости кристаллизации и охлаждения в зоне сплавления наплавки и подложки привело к трансформации микроструктуры исследованного сплава. В данном случае фазовый состав сплава представлен исключительно мартенситом, участков с ферритом на электронно-микроскопических изображениях обнаружена не было. При этом также возрастает дефектность и дисперсность структуры мартенсита: ширина двойников и реек уменьшается до 30-40 нм.

Вывод: По результатам проведенных электронно-микроскопических исследований выявлено, что сплав вблизи поверхности наплавки характеризуется двухфазной структурой, состоящей из мартенсита реечной и пластинчатой морфологии и отдельных зерен феррита. Показано, что изменение скорости кристаллизации и охлаждения в зоне сплавления наплавки и подложки привело увеличению объемной доли мартенситной фазы и росту ее дисперсности и дефектности.

Благодарности: авторы выражают признательность коллегам за помощь в проведении исследований, благодарность за финансовую поддержку исследования Российский научный фонд. Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-29-00350, <https://rscf.ru/project/23-29-00350/>

Библиографический список

1. Батаева З. Б., Руктуев А. А., Иванов И. В. [и др.] Обзор исследований сплавов, разработанных на основе энтропийного подхода // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2021. – Т. 23, № 2. – С. 116-146. – DOI 10.17212/1994-6309-2021-23.2-116-146.
2. Osintsev, K.A., Konovalov, S.V., Glezer, A.M., Gromov, V.E., Ivanov, Y.F., Panchenko, I.A., Sundeev, R.V. Research on the structure of Al_{2.1}Co_{0.3}Cr_{0.5}FeNi_{2.1} high-entropy alloy at submicro- and nano-scale levels. Materials Letters. – 2021, Vol. 294, № 129717, DOI: 10.1016/j.matlet.2021.129717.
3. Рогачев, А. С. Структура, стабильность и свойства высокоэнтропийных сплавов / А. С. Рогачев // Физика металлов и металловедение. – 2020. – Т. 121, № 8. – С. 807-841. – DOI 10.31857/S0015323020080094

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ И СВОЙСТВА МАГНИТОМЯГКОЙ ЛЕНТЫ

А.П. Семин¹, В.Е. Громов¹, С.В. Боровский¹, П.С. Могильников², Б.А. Корниенков², С.В. Панин³, Ю.Ф. Иванов⁴, Е.А. Колубаев³, И. Ю. Литовченко³

¹Сибирский государственный индустриальный университет, г.Новокузнецк, Россия

e-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

²ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина, г. Москва, Россия

e-mail: b.kornienkov@chermet.net

³Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия

e-mail: panin sergey71@mail.ru

⁴Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск, Россия

e-mail: yufi55@mail.ru

Исследованы структура, механические, трибологические и функциональные свойства ленты магнитомягкого материала Fe-Co-Ni-Si-B, полученной методом спиннингования. Методом микрорентгеноспектрального анализа выявлено наличие в ленте всех присутствовавших в составе исходного (до проведения спиннингования) материала химических элементов. При этом бор (введенный в качестве легирующего элемента) распределен в объеме ленты неравномерно, преимущественно образует частицы разных размеров. Методами рентгеноструктурного анализа установлено, что исследуемый материал находится в аморфном (рентгеноаморфном) состоянии.

Анализ тонкой структуры ленты методом ПЭМ (при подготовке фольги электролитической полировкой) показал, что характерный размер структурных элементов ленты (фольги) не превышает десяти нанометров, чему соответствует микродифракционная картина в форме кольцевого гало. В то же время в результате ионного травления произошел рекристаллизационный отжиг фольги, размер структурных элементов (нанокристаллитов) заметно увеличился (до нескольких десятков-сотен нанометров), а на картине микродифракции появилось большое количество кристаллических отражений. Таким образом, аспекты обеспечения термической стабильности ленты данного ВЭС требуют дополнительного исследования.

Показано, что лента исследуемого сплава Fe-Co-Ni-Si-B обладает высокой прочностью $\sigma_b > 590$ МПа, что вполне согласуется с наномасштабным размером характерных структурных элементов. С другой стороны, аморфное строение ВЭС, и соответственно, отсутствие эффективного дислокационного механизма пластического течения, обосновывает низкую пластичность $\varepsilon_p < 1$ %.

Выявлена анизотропия трибологических свойств ленты. Установлено, что параметр износа ленты в продольном направлении более чем в 4 раза больше параметра износа ленты в поперечном направлении. Выявленное отличие связывается с тем, что при формировании ленты на ее поверхности прослеживается определенная текстурированность, ориентированная вдоль оси.

Аттестация функциональных свойств ленты Fe-Co-Ni-Si-B, проведенная с помощью вибромагнитометра, показала, что она обладает приемлемым уровнем магнитных свойств, что проявлялось в виде формирования выраженной петли гистерезиса с максимальным уровнем удельного магнитного момента 120 емг/г.

Величина коэрцитивной силы H_c изученного сплава в исходном состоянии (после закалки расплава из жидкости) составила 12,5 и 20,2 А/м при частоте переменного магнитного поля 50, 400 и 1000 Гц соответственно. Отжиг при температуре 500°C в течение 5 минут привел к снижению величины H_c до 6,3, 9,5 и 11,3 А/м при соответствующих

частотах переменного магнитного поля. Пятиминутный отжиг при 500°C был выбран из литературных данных, в которых исследовалась длительность обработки на уровень свойств аморфных сплавов. Подобная обработка близких по составу сплавов к исследуемому, позволяет снизить величину коэрцитивной силы без перевода сплава в кристаллическое состояние.

Рост коэрцитивной силы H_c с увеличением частоты f изученного сплава вероятнее всего обусловлен вкладом вихревых токов. Заметное снижение H_c после высокотемпературного отжига, скорее всего, обусловлено выходом свободного избыточного объема и релаксацией закалочных напряжений, т.е. уменьшением пиннинга границ доменов.

УДК 536.425:539.28

ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ ЭЛЕКТРОННЫМИ ПУЧКАМИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА CoCrFeNiMn

Ефимов М.О., Панченко И.А. Громов В.Е., Коновалов С.В.

*Сибирский государственный индустриальный университет, г.Новокузнецк, Россия,
e-mail: gromov@physics.sibsiu.ru*

Методами современного физического материаловедения выполнены исследования структурно-фазовых состояний и свойств высокоэнтропийного сплава (ВЭС) Co-Cr-Fe-Ni-Mn неэквивалентного состава, полученного с помощью технологии проволоочно-дугового аддитивного производства на подложке из нержавеющей стали и сплава 5083 и подвергнутого электронно-пучковой обработке.

Определены механические свойства при сжатии и растяжении ВЭС Co-Cr-Fe-Ni-Mn, полученного при разных режимах наплавочного комплекса, что позволило выявить режим, обеспечивающий наилучшее сочетание прочности и пластичности. При испытаниях на сжатие условный предел текучести составил 279 МПа, временное сопротивление разрушению 1689 МПа, относительная деформация – 54%, а при растяжении – 279 МПа, >500 МПа и >75%, соответственно. Параметр износа $2,9 \cdot 10^{-4}$ мм³/Н·м, коэффициент трения 0,62. Поверхность разрушения носит вязкий ямочный характер излома.

Электронно-пучковая обработка (ЭПО) ВЭС Co-Cr-Fe-Ni-Mn с плотностью энергии $E_s = 10$ Дж/см² сопровождается первичной рекристаллизацией с образованием зерен размером 1,5-3 мкм. При $E_s = (15-30)$ Дж/см² развивается процесс собирательной рекристаллизации, сопровождающийся ростом среднего размера зерен от 35 до 120 мкм. Образующиеся в объеме зерен ячейки высокоскоростной кристаллизации увеличиваются от 310 нм при $E_s = 15$ Дж/см² до 800 нм при $E_s = 30$ Дж/см². Скалярная плотность дислокаций немонотонно уменьшается по мере удаления до 130 мкм от поверхности облучения, тип дислокационной субструктуры меняется от неразориентированной ячеистой до хаотической через неразориентированную ячеисто-сетчатую. Изгибные контуры экстинкции отсутствуют.

ЭПО сопровождается выделением наноразмерных (1-3 нм) частиц FeCr округлой формы на дислокациях. Увеличение E_s приводит при испытаниях на растяжение к снижению пластичности более, чем в 2 раза, прочности в 1,3 раза, микротвердости в 1,6 раза относительно исходного состояния. Выявлены области материала, разрушение которого произошло с образованием полосовой (пластинчатой) структуры. Площадь излома пластинчатой структуры увеличивается от 25% при $E_s = 10$ Дж/см² до 65% при $E_s = 30$ Дж/см², что может являться одной из причин снижения прочности и пластичности материала в облученном состоянии.

Нанесение ВЭС Co-Cr-Fe-Ni-Mn на поверхность сплава 5083 сопровождается взаимным легированием зоны контакта покрытий и подложки. В зоне контакта покрытия из ВЭС Co-Cr-Fe-Ni-Mn и подложки повышается микротвердость. Упрочнение подложки обусловлено формированием алюминидов железа ($Al_{13}Fe_4$) пластинчатой морфологии. Упрочнение ВЭС обусловлено формированием зеренно-субзеренной структуры

субмикронных размеров, на границах и в объеме которых наблюдаются наноразмерные частицы второй фазы (Al_3Ni).

После ЭПО зоны контакта сплава 5083 и ВЭС Co-Cr-Fe-Ni-Mn слой, примыкающий к подложке, имеет структуру высокоскоростной ячеистой кристаллизации, сформированную твердым раствором Mg и Al. По границам ячеек располагаются прослойки 2 фазы, обогащенные атомами, формирующими покрытие и подложку.

УДК 536.425:539.25:539.351

ПОЛУЧЕНИЕ И ИССЛЕДОВАНИЕ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Cr-Co-Ni

Баженова М.М., Панченко И.А., Коновалов С.В., Бессонова Д.А., Альжев В.М.

Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия

E-mail: i.r.i.ss@yandex.ru

Аннотация. В работе проведено исследование сплава CoCrFeMnNi при различном содержании элементов. Экспериментально показано, что исследуемые сплавы имеют однофазную дендритную структуру и наилучшими свойствами обладает сплав Co25-Cr25-Fe5-Mn35-Ni20.

Ключевые слова: Высокоэнтропийные сплавы, однофазная структура, свойства, дендриты.

Введение. Высокоэнтропийные сплавы — это новый класс многокомпонентных металлических материалов, которые обладают уникальными свойствами благодаря равномерному распределению атомов различных элементов. Сплавы на основе кобальта, хрома, железа, марганца и никеля считаются одними из наиболее перспективных в данном классе, поскольку обладают высокой прочностью, превосходной коррозионной стойкостью, хорошей термической стабильностью и другими ценными характеристиками. Целью данной работы является получение и исследование свойств высокоэнтропийных сплавов указанной системы. Научная новизна исследований связана с установлением фундаментальных механизмов формирования повышенных физико-механических свойств образцов высокоэнтропийных материалов, полученных методом проволоочно-дугового аддитивного производства и с помощью переплавления токами высокой частоты, а также в установлении эволюции структуры, дислокационной субструктуры и фазового состава в зависимости от содержания элементов.

В качестве материалов исследования были выбраны и получены высокоэнтропийные сплавы системы CoCrFeMnNi. Химический состав сплавов системы CoCrFeMnNi в литом состоянии приведен в таблице 1.

Таблица 1 – Химический составы слитков (ат. %)

Сплав	Co	Cr	Fe	Mn	Ni
1	20	20	35	5	20
2	20	20	30	10	20
3	20	20	25	15	20
4	20	20	15	25	20
5	20	20	10	30	20
6	20	20	5	35	20

Наибольшая нанотвердость и наибольший модуль Юнга наблюдается у сплава Co25-Cr25-Fe5-Mn35-Ni20. Изменение содержания элементов не приводит к существенному изменению твердости, тогда как различия в модуле Юнга достигают до 50%. По-видимому, такое изменение модуля Юнга связан с соответствующими изменениями в структуре сплава.

Так, для сплава Co₂₀-Cr₂₀-Fe₁₀-Mn₃₀-Ni₂₀ минимальные значения нанотвердости составляют $1,34 \pm 0,04$ ГПа, но модуль Юнга не минимален и равен $94,10 \pm 2,86$ ГПа. Минимальный модуль Юнга (39,7 ГПа) установлен для сплава Co₂₀-Cr₂₀-Fe₁₅-Mn₂₅-Ni₂₀ [1].

Проведены сравнения нагружения при нагрузке от 50 до 200 мН. Наиболее высокие значения твердости продемонстрировали сплавы Co₂₀-Cr₂₀-Fe₃₅-Mn₅-Ni₂₀ и Co₂₅-Cr₂₅-Fe₅-Mn₃₅-Ni₂₀, что подтверждается данными проведенных испытаний твердости и микротвердости. Повышенные механические свойства данных сплавов, могут быть обусловлены как повышением содержания марганца до 35 ат. %, для сплава Co₂₅-Cr₂₅-Fe₅-Mn₃₅-Ni₂₀, так и наличием упрочняющих фаз, приведенных на рентгенофазовом анализе для сплава Co₂₀-Cr₂₀-Fe₃₅-Mn₅-Ni₂₀. Проведен рентгенофазовый анализ, который показал, что сплавы системы CoCrFeMnNi в литом состоянии представляет собой однофазный твердый раствор с ГЦК-решеткой, что полностью соответствует результатам исследований, выполненным по эквивалентным сплавам. Анализ показал, что параметр кристаллической решетки сплавов составляет $3,6 \pm 0,003$ (Å) Кроме того, на рентгенограммах виден пик, который, указывает на текстуру затвердевания.

Проведена микрофотография. Проведена микрофотография высокоэнтропийного сплава Co₂₀Cr₂₀Fe₅Mn₃₅Ni₂₀ с использованием детектора обратных электронов. Данный сплав имеет наибольшее содержание марганца, которое достигает 35 ат.% и в нём появляется ещё одна яркая фаза. Так же получены электронно-микроскопические изображения, полученные с использованием энергодисперсионного детектора (ЭДС), с участка сплава Co₂₀Cr₂₀Fe₃₀Mn₁₀Ni₂₀ содержащего оси дендритов первого и второго порядка, в основном наблюдаются дендриты первого и второго порядка, так же как и в сплаве Co₂₀Cr₂₀Fe₁₀Mn₃₀Ni₂₀. Вдоль осей дендритов было произведено накопление данных по линии, с целью определения закономерности изменения процентного содержания элементов в дендритах. Отмечено наибольшее содержание марганца в районе 19 ат. % и наименьшее содержание железа равное 22 ат. % на границе пересечения дендрита первого и второго порядка. Методом элементного картирования выявлено присутствие кремния, так и отсутствие его содержания. Кремний в большинстве случаев формирует включения округлой формы, пластины в объеме зерен, прослойки по границам зерен. Можно предположить, что данное различие обусловлено различием в концентрации химических элементов исследованных материалов на уровне отдельных зерен. Отмечено выделение ряда неметаллических включений размером от 5 до 15 мкм с выделением Mn₂O₃ [2]. Сплав Co₂₀Cr₂₀Fe₂₅Mn₁₅Ni₂₀ имеет простую однофазную структуру, состоящую из простых неупорядоченных твердых растворов замещения с ГЦК решеткой. При изучении микроструктуры данного сплава с использованием сканирующей электронной микроскопии стоит отметить структурные сходства со сплавом Co₂₀Cr₂₀Fe₅Mn₃₅Ni₂₀ такие как дендритная ликвация, повышенное содержание тугоплавких элементов в дендритных областях и выделение легкоплавких элементов Ni и Mn в междендритных прослойках, средний размер зерен в обоих сплавах составляет 200-300 мкм, также наличие черных выделений, которые в сплаве Co₂₀Cr₂₀Fe₅Mn₃₅Ni₂₀ являются оксидами Mn₂O₃ [3]. Результаты данного исследования позволяют расширить область применения высокоэнтропийных сплавов, повысить эффективность и надежность производимых из них изделий, уменьшить их вес и улучшить экологические характеристики, что, в свою очередь, может способствовать развитию новых технологий и улучшению качества жизни людей.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ № 23-49-00015, <https://rscf.ru/en/project/23-49-00015/>

Библиографический список

1. Влияние деформационно-термической обработки на структуру и механические свойства высокоэнтропийных сплавов системы Co-Cr-Fe-Mn-Ni(Al,C) : автореферат дис. ...

кандидата технических наук : 05.16.01 / Климова Маргарита Викторовна; [Место защиты: Ур. федер. ун-т имени первого Президента России Б.Н. Ельцина]. Екатеринбург, 2019. - 22 с.

2. Голубцов В.А., Рябчиков И.В., Сумин С.И. Неметаллические включения → модифицирование → качество металла. В кн.: Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов. Материалы XXIV Уральской школы металловедов-термистов (19-23 марта 2018 года, Магнитогорск) / Отв. ред. М.В. Чукин, А.Н. Емельюшин. Магнитогорск: изд. Магнитогорского гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2018. С. 222-229.

3. Осинцев К. А. Влияние электронно-пучковой обработки на структуру и механические свойства высокоэнтروпийного сплава Al-Co-Cr-Fe-Ni, изготовленного с помощью аддитивного производства : диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук : 2.6.1 / К. А. Осинцев ; [Место защиты: Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина]. — Самара, Новокузнецк, 2023. — 126 с. — Библиогр.: с. 102-120 (150 назв.).

УДК 536.425

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА

$\text{Co}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Zr}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}$

Дробышев В.К., Панченко И.А., Коновалов С.В., Гостевская А.Н.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

e-mail: drobyshev_v.k@mail.ru

Аннотация. Методами современного материаловедения выполнены исследования эквивалентного высокоэнтропийного сплава $\text{Co}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Zr}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}$, выявлены особенности фазового состава, микроструктуры, определено влияние элементного состава на нанотвердость по сравнению с эквивалентным сплавом Кантора $\text{Co}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}$.

Ключевые слова: высокоэнтропийные сплавы, микроструктура, междендритные прослойки, нанотвердость, сканирующая электронная микроскопия, рентгенофазовый анализ.

Многокомпонентные и высокоэнтропийные сплавы (ВЭС) составляют принципиально новый класс материалов с уникальными конструкционными и функциональными характеристиками [1,2]. К настоящему времени получено и комплексно систематически исследовано лишь небольшое число различных композиций. Хорошо известно, что элементный состав оказывает заметное влияние на поведение сплавов и фазообразование ВЭС [3]. В нескольких исследованиях было показано, что изменение содержания элементов в ВЭС может вызвать очевидные эффекты на морфологию микроструктуры и полученные свойства [4].

Текущие исследования структуры и элементного состава образцов изучали методами сканирующей электронной микроскопии (прибор «KYKY EM-6900», оснащенный энергодисперсионным анализатором Oxford Xplore). Измерение нанотвердости выполняли на приборе «НаноСкан-4D» в соответствии со стандартами ISO 14577 и ГОСТ Р 8.748-2011 с использованием алмазной трехгранной пирамидки Берковича. Рентгенофазовый анализ проводился с использованием дифрактометра на $\text{CuK}\alpha$ излучении.

Металлографический продемонстрировал, что на поверхности исследуемого шлифа (рис.1) высокоэнтропийного сплава $\text{Co}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Zr}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}$ наблюдается однородная дендритная структура, возможно, это связано быстрым процессом индукционного плавления.

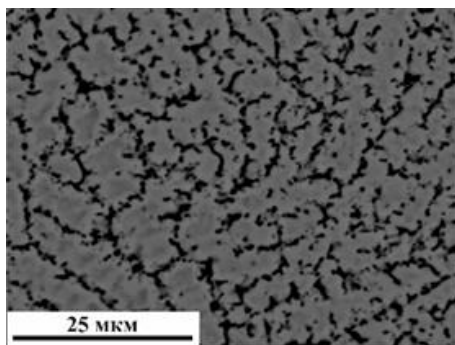


Рисунок 1 – Электронно-микроскопическое изображение $\text{Co}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Zr}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}$

С помощью микроанализа (метод картирования) (рис. 2) можно сделать выводы о распределении содержания химических элементов в исследуемом участке ВЭС. Марганец, никель и кобальт распределены однородно по всей исследуемой области, тогда как хром сосредоточен в объеме зерна. Элементное картирование распределения циркония показывает наличие однородности, как в осях дендритов, так и в междендритных областях и можно утверждать, что он распределен квазиоднородно с наличием единичных глобулярных выделений размера около 2 мкм (рис.2 д).

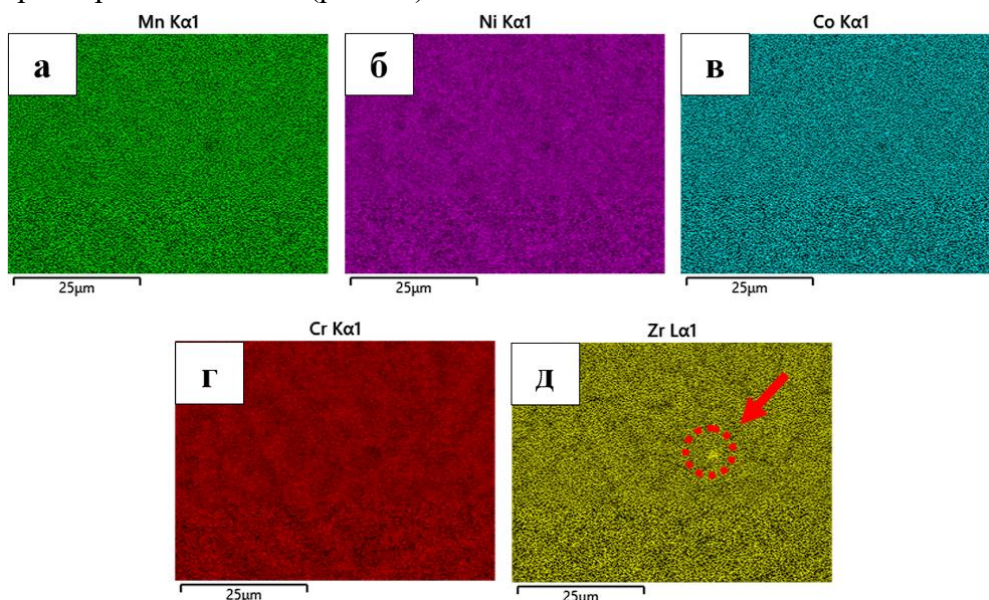


Рисунок 2 – Энергодисперсионный спектральный анализ сплава $\text{Co}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Zr}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}$ (а - д)

Рентгенофазовый анализ, показал, что сплав CoCrZrMnNi в литом состоянии представляет собой комбинацию фаз твердого раствора ОЦК и ГЦК с присутствием интерметаллидных фаз. Отмечено, что наличие циркония снижает влияние ГЦК фазы. Нанотвердость исследуемого сплава составляет 5,72 ГПа, при этом более высокие значения твердости наблюдались в объеме междендритных прослоек и в местах выделения упрочняющих фаз, что в 3 раза превышает нанотвердость высокоэнтропийного эквивалентного сплава Кантора, составляющую 2,06 ГПа.

Выводы. Проведено исследование структурно-фазового состояния высокоэнтропийного сплава $\text{Co}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Zr}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}$ методом сканирующей электронной микроскопии. Анализ полученных данных показал, что добавление Zr вместо Fe к базовому высокоэнтропийному сплаву известному как «сплав Кантора», имеет ряд преимуществ, включая более низкую температуру плавления, хорошую химическую однородность сплава и улучшенные механические свойства.

Исследование проводилось в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации № 075-00087-2401.

Библиографический список

1. B. Cantor, I.T.H. Chang, P. Knight, A.J.B. Vincent, Microstructural development in

equiatomic multicomponent alloys. Mater.Sci. Eng. A 375, 213–218 (2004). <https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.10.257>

2. J.W. Qiao, M.L. Bap, Y.J. Zhao, H.J. Yang, Y.C. Wu, Y. Zhang, J.A. Hawk, M.C. Gao, Rare-earth high entropy alloys with hexagonal close-packed structure. J. Appl. Phys. 124, 195101 (2018). <https://doi.org/10.1063/1.5051514>

3. Панченко, И. А. Исследование структуры разрушения высокоэнтروпийного сплава CoCrFeMnNi / И. А. Панченко, А. Н. Гостевская, В. К. Дробышев // Международная научно-техническая конференция молодых ученых БГТУ им. В.Г. Шухова, посвященная 170-летию со дня рождения В.Г. Шухова : Сборник докладов, Белгород, 16–17 мая 2023 года. Том Часть 4. – Белгород: Белгородский государственный технологический университет им. В.Г. Шухова, 2023. – С. 157-159.

4. Структурно-фазовое состояние высокоэнтропийного сплава Кантора после испытаний на разрушение / А. Н. Гостевская, В. К. Дробышев, И. А. Панченко, С. В. Коновалов // Материалы во внешних полях (МВП–2023) : труды XII Международного онлайн-симпозиума, Новокузнецк, 13–14 марта 2023 года. – Новокузнецк: Сибирский государственный индустриальный университет, 2023. – С. 112-114.

Секция 5

*Методы получения и обработки
металлических и неметаллических
материалов конструкционного
и функционального применения*

МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ РЕЛЬСОВ ИЗ ЗАЭВТЕКТОИДНОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ЭКСТРЕМАЛЬНО ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

М.А. Порфирьев¹, Н.А. Попова², В.Е. Громов¹, О.А. Кондратова¹,
Е.Л. Никоненко²

¹Томский государственный архитектурно-строительный университет, г. Томск, Россия, e-mail: natalya-popova-44@mail.ru

²Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия, e-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

Целью настоящей работы является количественная оценка механизмов деформационного упрочнения поверхностных слоев выкружки рельсов категории ДТ400 из заэвтектоидной стали после эксплуатации.

Изучение внутренней структуры и фазового состава проведено на образцах дифференцированно закаленных рельсов категории ДТ400ИК из стали марки Э90ХАФ производства АО «Евраз-ЗСМК» после пропущенного тоннажа 187 млн. тонн брутто на экспериментальном кольце РЖД. Исследования выполнены вдоль радиуса скругления головки рельса (выкружки) на образцах, находящихся на расстояниях 0, 2 и 10 мм от поверхности. Исследования проводились методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии (ПЭМ) на тонких фольгах с применением электронного микроскопа JEM-2100 (Jeol, Япония) при ускоряющем напряжении 200 кВ при рабочих увеличениях в колонне микроскопа от 15000 до 500000 крат.

Для оценки механизмов упрочнения, формирующих предел текучести в исследуемой стали, для каждого образца была проведена классификация морфологических признаков структуры, определен фазовый состав и рассчитаны параметры тонкой структуры. А именно: 1) объемные доли морфологических составляющих P_v ; 2) установлены места локализации карбидной фазы (цементита) и в каждом конкретном месте определена форма частиц и рассчитаны их размеры d , расстояния между частицами g и объемная доля δ ; 3) в каждой морфологической составляющей и в целом по материалу рассчитаны скалярная ρ и избыточная $\rho_{\pm}$ плотность дислокаций и создаваемые ими амплитуды внутренних напряжений: σ_L – напряжения сдвига, или «леса» дислокаций (создаются дислокационной структурой) и σ_d – дальнодействующие, или локальные, напряжения (возникают в тех местах материала, где присутствует избыточная плотность дислокаций). Все количественные параметры тонкой структуры определены в каждой морфологической составляющей, статистически обработаны.

Первая морфологическая составляющая – тонкопластинчатый перлит. Второй морфологической составляющей материала является фрагментированный пластинчатый перлит. Третьей морфологической составляющей является разрушенный пластинчатый перлит – это участки или колонии пластинчатого перлита с изогнутыми, разрезанными и измельченными пластинами цементита со значительным нарушением строчности. Четвертая морфологическая составляющая – зерна глобулярного перлита. Объемная доля его не велика и составляет в объеме материала лишь 3%. Пятая морфологическая составляющая – участки структуры с полностью разрушенными колониями перлита. Внутри всех морфологических составляющих присутствуют частицы цементита. Дислокационная структура во всех морфологических составляющих представлена либо хаотически расположенными дислокациями, либо дислокационными сетками. Анализируя полученные данные, можно утверждать, что, прочность стали является величиной многофакторной и определяется совокупным действием ряда физических механизмов.

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ УПРОЧНЕНИЯ СТАЛЕЙ ВЫСОКОЙ ТВЁРДОСТИ И ИЗНОСОСТОЙКОСТИ

Райков С.В., Громов В.Е., Малущин Н.Н., Худаев К.А.

Сибирский государственный индустриальный университет,

Новокузнецк, Россия, e-mail: raykov_s_v@mail.ru

Аннотация. Проведены исследования по разработке технологии упрочнения сталей с целью повышения твёрдости и износостойкости рабочих поверхностей изделий. Нанесение упрочняющих слоев производилось методом электродуговой наплавки под флюсом. По результатам исследований намечены мероприятия для получения высокоэнтропийных сплавов в рабочих поверхностях изделий, работающих в условиях повышенных температур и давлений.

Ключевые слова: наплавка, порошковая проволока, сварочный флюс, износостойкие стали, твёрдые сплавы, твёрдость, химический состав.

В последние десятилетия концепция высокоэнтропийных сплавов (ВЭС) активно изучается в научном сообществе. Этот класс материалов характеризуется наличием пяти и более компонентов, каждый из которых варьируется от 5 до 35 ат. %. Благодаря такому соотношению химических элементов, материалы обладают уникальной микроструктурой и свойствами, которые отличают их от традиционных материалов, состоящих из одного или двух основных компонентов [1,2]. В настоящее время одной из основных проблем, возникающих при электродуговой наплавке широко распространенными порошковыми проволоками, являются сложности обеспечения стабильной структуры, присутствие пор и дефектов структуры, что, соответственно, приводит к постепенному ухудшению ресурса наплавляемых изделий, данную проблему предлагается решить получением порошковой проволоки, наполненной высокоэнтропийным составом, и ее дальнейшее нанесение на подложку [2].

Целью данной работы является – получение многокомпонентных порошковых проволок и формирование наплавочных электродуговых покрытий, проведение исследования влияния высокоэнтропийного наполнителя порошковой проволоки на физические и механические свойства наплавленного материала.

Изготовление проволоки проводилось на лабораторной установке НПЦ «Сварочные процессы и технологии» СибГИУ по технологии с волочением ленты-заготовки через фильеры (Материал ленты - 08пс размером 16×0,6 мм холодного проката). Диаметр проволоки – 4,5 мм. Коэффициент заполнения составляет – 25-30%.

Для изготовления порошковой проволоки использовались порошкообразные материалы: молибден МПЧ (30 г.) по ТУ 48-19-69-80, кобальт ПК-1у (7 г.) по ГОСТ 9721-79, ванадий ВЭЛ-1(7 г.) по ТУ 48-4-335-86, углерод П-803 (2 г.) по ГОСТ 7885-86, алюминий ПА-ВЧ (6 г.) по ТУ 1791-99-020-98; хром ПХ-1С (12 г.) по ТУ 14-1-1474-75, бор Б-99А (2 г.) по ТУ 2112-001-49534204-2003.

Наплавка исследуемого состава проводилась на пластине из стали 09Г2С толщиной 20мм, под сварочным флюсом АН-26С по ГОСТ 9087-81, который обеспечивает хорошее формирование, малую склонность к образованию пор и удовлетворительную отделимость шлаковой корки от наплавленного металла. Режим наплавки: Сила тока – 422А; Напряжение – 38В; Скорость наплавки – 18 см/мин.

С целью увеличения восстановления легирующих материалов в наплавленном слое, было проведено дополнительное легирование через флюс следующим составом порошковых образных компонентов: ванадий ВЭЛ-1(20 г.) по ТУ 48-4-335-86, хром ПХ-1С (20 г.) по ТУ 14-1-1474-75, молибден МПЧ (20 г.) по ТУ 48-19-69-80, кобальт ПК-1у (10 г.) по ГОСТ 9721-79, углерод П-803 (4 г.) по ГОСТ 7885-86.

После изготовления полнопрофильного образца методом электроэрозионной резки получены образцы для проведения следующих исследований: определение химического состава сплава и изучение твердости.

Химический анализ показал, что полученный таким способом, наплавленный металл состоит в основном из 75-80% Fe и 20-25% легирующих элементов (Mo-8%, Cr-6%, Co-3%, V-2%, Al-3%, прочие химические элементы). Результаты измерения твердости наплавленного металла указывают на получение достаточно твердого наплавленного слоя, твердость составляет от 52 до 55 HRC, что в свою очередь соответствует запланированным результатам.

Вывод: По результатам проведенных исследований было выявлено, что для получения высокоэнтропных сплавов необходимо уменьшить долю железа с одновременным увеличением количества вводимых легирующих элементов. Дальнейшей задачей научного исследования по данной тематике является проведение металлографических исследований образцов, наплавленных при повышенном содержании легирующих элементов.

Благодарности: Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-19-00186, <https://rscf.ru/project/23-19-00186/>

Библиографический список

1. Studies of high-entropy electric arc coating of the Al-Co- Cr-Fe-Mn system / R. E. Kryukov, A. R. Mikhno, S. V. Konovalov [et al.] // Advanced High Entropy Materials : Abstracts of the V International Conference and School, Saint-Petersbur, 09–13 октября 2023 года. – Saint-Petersburg: ООО "Заневская площадь", 2023. – Р. 81-82.
2. Структура и свойства высокоэнтропийного сплава AlCrFeCoNi после электронно-ионно-плазменной обработки / В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, М. О. Ефимов, Ю. А. Шлярова // Доклады Российской академии наук. Физика, технические науки. – 2023. – Т. 511, № 1. – С. 5-9. – DOI 10.31857/S2686740023040041.
3. Анализ высокоэнтропийного электродугового покрытия системы Co-Cr-Fe-Mn-Ni / А. Р. Михно, Р. Е. Крюков, С. В. Коновалов, И. А. Панченко // Физическая мезомеханика. Материалы с многоуровневой иерархически организованной структурой и интеллектуальные производственные технологии : Тезисы докладов Международной конференции, Томск, 11–14 сентября 2023 года. – Томск: Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, 2023. – С. 498-499.

УДК 538.91

МИКРОСТРУКТУРА И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Ni-Al, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ДВУХПРОВОЛОЧНОГО ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Астафурова Е.Г., Астафуров С.В., Мельников Е.В., Колубаев Е.А.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, Томск, Россия, elena.g.astafurova@ispms.ru

Аннотация. В работе проведено исследование микроструктуры и фазового состава интерметаллидных сплавов системы Ni-Al, полученных с использованием двухпроволочного электронно-лучевого аддитивного производства. Получены заготовки интерметаллических сплавов с разным соотношением содержания основных компонент (Ni,Al) путем изменения отношения скоростей подачи никелевой и алюминиевой проволок в процессе аддитивного производства (Ni:Al = 1:1, Ni:Al = 2:1, Ni:Al = 3:1). Показано, в случае Ni:Al = 1:1 в сплаве формируется соединение на основе NiAl с небольшим содержанием фаз на основе

интерметаллидов Ni_3Al_5 и Ni_3Al . При соотношении $\text{Ni}:\text{Al}=3:1$ структура получаемой заготовки состоит преимущественно из фазы Ni_3Al и твердого раствора замещения на основе никеля. В работе продемонстрирована возможность получения интерметаллических сплавов системы $\text{Ni}-\text{Al}$ с заданным фазовым составом методом электронно-лучевого аддитивного производства.

Ключевые слова: интерметаллид, система $\text{Ni}-\text{Al}$, аддитивное производство, микроструктура, фазовый состав.

Широкое использование интерметаллидных сплавов на основе никеля и алюминия (преимущественно Ni_3Al) в авиакосмической отрасли и сложность получения деталей сложной формы, выполненных из таких материалов, делает необходимым разработку новых эффективных методов их производства, к числу которых можно отнести методы 3D-печати. В данной работе выполнено исследование структуры и фазового состава интерметаллидных сплавов на основе никеля и алюминия, полученных методом электронно-лучевого аддитивного производства (ЭЛАП) с использованием промышленных алюминиевой и никелевой проволок.

С использованием разработанной в ИФПМ СО РАН лабораторной установки для ЭЛАП были получены заготовки в виде вертикальных стенок с линейными размерами $120 \text{ мм} \times 24 \text{ мм} \times 7 \text{ мм}$. Для их формирования использовали двухпроволочную подачу в ванну расплава проволок никеля (сплав НП-2, 99,5 масс.% Ni) и алюминия (сплав ESAB OK Autrod 1070, 99,8 масс.% Al). Процесс ЭЛАП осуществляли в вакууме при следующих параметрах: ток луча $I=30\text{--}35 \text{ мА}$, скорость движения луча вдоль наносимого слоя $V_b=2.5 \text{ мм/с}$, ускоряющее напряжение $U=30 \text{ кВ}$, развертка, луча эллиптическая от центра, частота развертки 100 Гц . Для получения интерметаллических сплавов с разным объемным содержанием компонентов варьировали соотношение скоростей подачи проволок $\text{Ni}:\text{Al}$: 1:1 ($\text{Ni}+\text{Al}$), 2:1 ($2\text{Ni}+\text{Al}$) и 3:1 ($3\text{Ni}+\text{Al}$). Микроструктуру и фазовый состав сплавов изучали методами металлографии (Альтами MET 1C), сканирующей электронной микроскопии (СЭМ, Zeiss Leo Evo 50 с приставкой для энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии, ЭДС) и рентгеноструктурного анализа (ДРОН-3М).

Металлографический анализ показал, что полученные интерметаллидные заготовки не содержат макроскопических и микроскопических дефектов: пор или трещин. Все три сплава характеризуются макроскопически слоистой структурой, а на микроуровне наблюдали крупные зерна ($100\text{--}400 \text{ мкм}$). Внутри зерен формируется дендритная микроструктура, легко выявляемая при металлографических и электронно-микроскопических исследованиях, но также сформировались области, для которых характерен однородный контраст на изображениях. Сплав $\text{Ni}+\text{Al}$ имеет более однородную микроструктуру, чем сплавы $2\text{Ni}+\text{Al}$ и $3\text{Ni}+\text{Al}$.

Результаты рентгеновского фазового и ЭДС анализа показали, что фазовый состав получаемых методом ЭЛАП заготовок определяется соотношением скоростей подачи никелевой и алюминиевой проволок в ванну расплава. В случае, когда соотношение компонентов составляет $\text{Ni}:\text{Al}=1:1$, полученная заготовка обладает гетерофазной структурой из смеси фаз NiAl , Ni_5Al_3 и Ni_3Al . При этом методом ЭДС анализа фаза Ni_3Al не выявляется. Таким образом, при близком массовом соотношении Ni и Al , формируемый интерметаллидный сплав представлен преимущественно фазами NiAl и Ni_5Al_3 .

При $\text{Ni}:\text{Al}=2:1$ формируется интерметаллидный сплав, состоящий согласно данным рентгеновского анализа из фаз NiAl , Ni_5Al_3 , Ni_3Al и Ni . С использованием метода ЭДС подтверждено, что основной фазой в этом случае является интерметаллид Ni_3Al , а содержание трех других фаз относительно невелико. Увеличение соотношения скоростей подачи проволок до $\text{Ni}:\text{Al}=3:1$ приводит к формированию сплава на основе двух фаз $\text{Ni}(\gamma)$ и $\text{Ni}_3\text{Al}(\gamma')$. Микроструктурный анализ показал, что зерна на основе фазы Ni_3Al являются смесью микроскопических $(\gamma + \gamma')$ -фаз, при этом интерметаллид Ni_3Al преобладает в полученной заготовке. То есть, увеличение содержания никеля, подаваемого при ЭЛАП-

процессе в ванну расплава, изменяет фазовый состав получаемого интерметаллидного сплава от преимущественно NiAl (Ni_5Al_3 , Ni_3Al) при Ni:Al=1:1 до $(\gamma+\gamma')$ Ni_3Al при Ni:Al=3:1.

Таким образом, с использованием метода ЭЛАП были получены массивные бездефектные образцы интерметаллидных сплавов на основе никеля и алюминия с разным фазовым составом. Соотношение подаваемых в процессе ЭЛАП проволок никеля и алюминия позволило целенаправленно изменять фазовый состав интерметаллидного сплава. Полученные научные результаты продемонстрировали принципиальную возможность использования электронно-лучевого аддитивного производства для получения интерметаллических сплавов никеля и алюминия заданного химического состава.

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FRWR-2022-0005. Авторы работы выражают благодарность к.ф.-м.н. В.Е. Рубцову и к.ф.-м.н. С.Ю. Никонову за помощь в производстве сплавов. Исследования проведены с использованием оборудования центра коллективного пользования «Нанотех» ИФПМ СО РАН.

УДК 662.749.33

ТЕРМООБРАБОТКА СРЕДНЕТЕМПЕРАТУРНЫХ ЭЛЕКТРОДНЫХ КАМЕННОУГОЛЬНЫХ ПЕКОВ

Ковалев Р.Ю., Наймушина Т.М., Никитин А.П.

ФИЦ УУХ СО РАН, Кемерово, Россия, Kovaleviuhm@yandex.ru

Аннотация. Проведены эксперименты по термостатированию электродных пеков при $T=350^\circ\text{C}$, в лабораторных условиях. Получены зависимости температуры размягчения, выходов летучих веществ от времени выдержки при заданной температуре. Определены критерии получения высокотемпературного пека в лабораторных условиях. Установлено, что рост температуры размягчения при термостатировании пека категории Б, происходил быстрее чем при термостатировании пека категории Б1.

Ключевые слова: электродный пек, термостатирование, температура размягчения, высокотемпературный пек.

Введение. Каменноугольный пек (КУП)-остаток разгонки каменноугольной смолы по температурам легкая фракция до 170°C ; фенольная фракция $-170-210^\circ\text{C}$; нафталиновая фракция $210-230^\circ\text{C}$; поглотительная фракция $230-260^\circ\text{C}$; антраценовая фракция $260-360^\circ\text{C}$; при $T > 360^\circ\text{C}$ - пек. Для увеличения таких характеристик КУП как T_p , используется метод термообработки пеков. КУП выдерживали при $T=360^\circ\text{C}$, в течение 6-ти часов, происходил рост значения температуры размягчения от 66 до 78°C [1]. Смеси пеков нагревали в СВЧ-печи и ИК –печи, показана возможность получения в конечном итоге пеков с $T_p > 100^\circ\text{C}$ [2].

В данной работе получали продукты методом нагрева КУП с последующей выдержкой при 350°C , с различным временем выдержки при данной температуре. Получена зависимость T_p и выхода летучих веществ X от времени выдержки.

Материалы и методы эксперимента. В качестве образцов использовали электродные каменноугольные пеки, пек категории Б с $T_p=71^\circ\text{C}$ полученный на АО Алтай-Кокс (г.Заринск) и пек категории Б1 с $T_p=76^\circ\text{C}$ полученный на АО Евраз 3СМК (г.Новокузнецк).

Термообработку пеков проводили в сушильном шкафу, оснащенный терморегулятором и вентилятором, максимальная температура нагрева 350°C . С помощью панели управления на сушильном шкафу задавалась максимальная температура и время выдержки.

Образцы КУП истирались до размера 2 мм, делалась навеска 10 г и помещались в керамические тигли с притертой крышкой. Нагрев образцов происходил от комнатной температуры до 350°C . Для полученных продуктов термообработки пека, определяли температуру размягчения T_p методом «Кольцо и стержень» (ГОСТ 9950 -2020), выход летучих веществ X, согласно ГОСТ Р 70547-2022.

Результаты эксперимента. На рис.1 показана зависимость выходов продуктов термообработки W , электродных пеков, от длительности выдержки при 350°C .

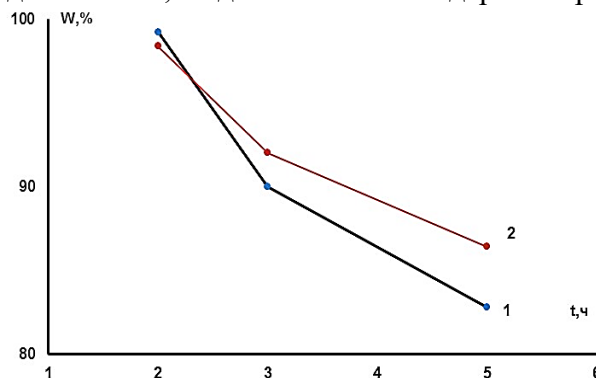


Рисунок 1 – Зависимость выходов W , от времени выдержки при 350°C :
1-для пека Б;2-для пека Б1

Из рис.1 видно, что при увеличении времени выдержки значение выхода W , для пека Б, уменьшается быстрее чем для пека Б1. На рис.2, показана зависимость T_p от времени выдержки при 350°C .

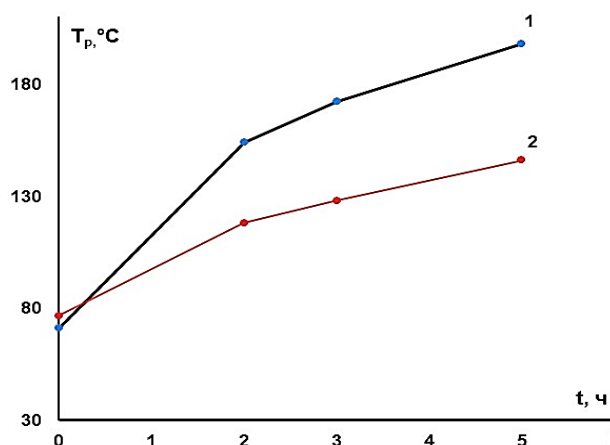


Рисунок 2 – Зависимость T_p , от времени выдержки при 350°C :
1-для пека Б;2-для пека Б1

Из рис.2 видно, что рост T_p , пека категории Б выше чем для пека категории Б1. Также установлено, что при выдержке пека Б1 при 350°C , в течение 5 ч. можно получить высокотемпературный пек с $T_p=146^{\circ}\text{C}$ согласно ГОСТ Р 59045-2020. Была получена зависимость выхода летучих X , от времени выдержки.

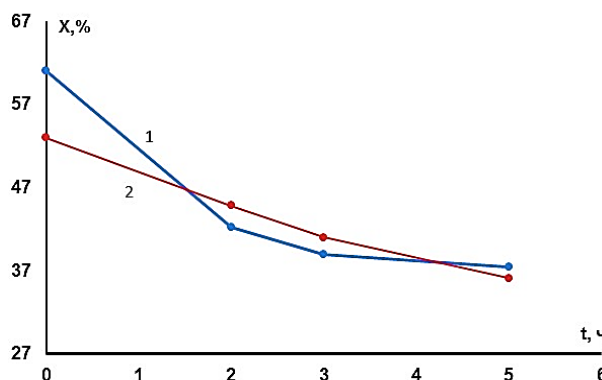


Рисунок 3 – Зависимость X , от времени выдержки при 350°C :
1-для пека Б;2-для пека Б1

Из рис.3 видно, что значение X , уменьшается при увеличении времени выдержки.

Учитывая массу навески пека в данном эксперименте, температуру термообработки и длительность процесса, можно прийти к выводу, что T_p , при выдержке пека растет медленней чем при термоокислении [1,2].

Библиографический список

1. Чистяков А. Н. Кинетика термического и термоокислительного превращения каменноугольного пека // Кокс и химия. 1978. № 11. с. 38-40.
2. Толмачева Т. В., Бervено В.П., Григорьев В.М. Связь значения температуры размягчения смеси и компонентов каменноугольного пека связующего // Ползуновский вестник. 2011. №4. С. 206-208.
3. Ковалев Р. Ю., Гаврилюк О. М., и др. Исследование термоокислительной обработки электродного каменноугольного пека // Кокс и химия. 2023. № 7. С. 14-18.

УДК 662.749.33

ВЫДЕЛЕНИЕ АСФАЛЬТЕНОВ ИЗ КАМЕННОУГОЛЬНЫХ ЭЛЕКТРОДНЫХ ПЕКОВ

Ковалев Р.Ю., Никитин А.П

ФИЦ VVX СО РАН, Кемерово, Россия, Kovaleviuhm@yandex.ru

Аннотация. По разработанной методике выделены асфальтены из электродных пеков различных категорий. Определены выходы асфальтенов для электродных пеков. Экспериментально установлено, что для электродных пеков, отделение асфальтенов от мальтенов с дальнейшим осаждением происходило при соотношении массы навески к объему растворителя-гексана 1:100. Максимальный выход асфальтенов при осаждении был в основном для электродных пеков категории В.

Ключевые слова: электродный пек, фракционный состав, толуол, асфальтены, гексан, мальтены.

Введение. Согласно [1,2], асфальтены являются продуктами разделения каменноугольных пеков на фракции: α -фракция (нерастворимая фракция в толуоле-карбены), β -фракция (асфальтены)-растворимая в толуоле, но нерастворимая в гексане, γ -фракция растворимая в гексане и петроллейном эфире (мальтены). Особый интерес представляет β -фракция пека или асфальтены, которые могут иметь перспективу применения в качестве связующей добавки.

Рассмотрим примеры выделения асфальтенов из экстрагированного пека, из смол полукоксования и из нефти. К экстрагированному из угля пеку добавляли бензол для осаждения α -фракции и гексан для осаждения асфальтенов и для отделения от мальтенов [3]. Для выделения $\beta+\gamma$ -фракции из различных смол полукоксования углей (угли с месторождений р. Польша) использовали толуол, для осаждения асфальтенов использовали циклогексан [4]. В работе [5], в качестве сырья для получения асфальтенов, использовался твердый остаток прямого сжижения угля. Остаток был последовательно экстрагирован в н-гексане для отделения мальтенов, в толуоле для выделения асфальтенов и тетрагидрофуране для выделения карбенов. В работах [6,7], асфальтены, экстрагировались из нефти, с помощью толуола и н-гептана.

В данной работе для получения асфальтенов использовались следующие промышленные образцы пеков: пеки Б и В, полученные из АО Алтай-Кокс и пеки Б, Б1, В, полученные из АО Евраз ЗСМК. Для пеков производилось кипячение в толуоле в соотношении массы (г) навески пека к объему толуола (мл)- 8:100, с дальнейшей фильтрацией и промывкой горячим толуолом для отделения α -фракции. Прошедшую через фильтры мальтен-асфальтовую смесь отделяли от толуола на ротормом испарителе. Далее

к навеске мальтен-асфальтеновой смеси добавлялся бензол 1 мл, смесь тщательно размешивалась. К мальтен-асфальтеновой добавлялся гексан, полученный раствор отстаивался в течение суток для осаждения асфальтенов. Добавление бензола требовалось для частичного растворения смеси мальтенов и асфальтенов для создания более подвижной субстанции, с целью более эффективного растворения мальтенов в гексане и осаждения асфальтенов. Далее мальтен-асфальтеновая смесь фильтровалась через предварительно взвешенные бумажные фильтры и промывалась горячим гексаном до прохождения чистых капель. Далее фильтры сушились в сушильном шкафу при температуре 50°C, в течение 1 часа. Прирост массы на фильтрах считался массой выделенных асфальтенов.

Результаты. Предварительно для выбранных электродных пеков было определено содержание асфальтенов по формуле $\beta = (1 - \alpha - \gamma) \cdot 100\%$, где α -определялась методом кипячения в толуоле, а γ -фракция определялась методом кипячения в изооктане согласно ГОСТ 7847-2020.

Для пека категории В (АО Евраз ЗСМК), осаждение асфальтенов происходило уже при соотношении массы навески (г) к объему растворителя гексан (мл)-1:7, выход был -8%. При увеличении соотношения массы навески к объему растворителя 1:40 выход увеличивался до 20%. Также и для пека категории В (АО Алтай-Кокс) осаждение асфальтенов происходило при соотношении массы навески к объему гексана 1:40. Для пеков категории Б, осаждение происходило при соотношении 1:100. В таблице представлены выходы асфальтенов для различных пеков при соотношении масса навески к объему гексана 1:100.

Таблица – Выходы асфальтенов (β -фракции) для различных пеков.

№	Название пека	Выход β -фракции из $\gamma + \beta$ -фракции, %	Выход β -фракции из пека, %	Содержание β -фракции в пеках, %
1	Пек Б (АО Евраз ЗСМК)	50	36,5	39,8
2	Пек Б1 (АО Евраз ЗСМК)	37,3	26	37
3	Пек В (АО Евраз ЗСМК)	53,8	36,2	36,5
4	Пек Б (АО Алтай Кокс)	35	27,3	36,4
5	Пек В (АО Алтай Кокс)	57,1	39,9	37,5

Из таблицы видно, что максимальная осаждаемость асфальтенов в гексане была для мальтен-асфальтеновой смеси пеков категории В обоих производителей и для пека категории Б (АО Евраз ЗСМК). Для пеков категории Б (АО Алтай Кокс) и пека категории Б1 (АО Евраз ЗСМК) была низкая осаждаемость асфальтенов в гексане. Что может быть связано с частичным растворением β -фракции в бензоле-гексановой смеси растворителей.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-13-00042, <https://rscf.ru/project/22-13-00042/>

Библиографический список

1. Привалов В. Е., Степаненко М.А. Каменноугольный пек. Получение, переработка, применение. Москва : Металлургия, 1981. 208 с.
2. Щурик А.Г. Искусственные углеродные материалы. Пермь: Типография Пермского государственного университета, 2009. 340 с.
3. Chen C., Gao J.-S., Yan Y.-J. Original preasphaltenes and asphaltenes in coals //Fuel Processing Technology.1998.V. 55, Issue 2. P. 143-151.
4. Surygała J., Sliwka E., Machnikowski J. Chemical structure of asphaltenes obtained from the pyrolysis and extraction of Polish low rank coals //Fuel.1990.V. 69, I. 7. Pp. 896-897.
5. Wang Z.C., Heng Y.G. Shi F.S., Chun B.R. Shi X.P., et all. Molecular structure and size of asphaltene and preasphaltene from direct coal liquefaction//Fuel Processing Technology.2015.V. 137. P. 305-311
6. Yasar, M., Akmaz S., et all. Investigation of glass transition temperatures of Turkish asphaltenes //Fuel.2007. 86. P.1737–1748.
7. Akmaza M., Denizb C.U., Yasara M. Investigation of Reaction Pathways and Kinetics of Turkish Asphaltenes//Chemical engineering transactions.2013.V. 32. P.871-876.

ТЕРМООБРАБОТКА ЭЛЕКТРОДНОГО ПЕКА

Ковалев Р.Ю., Наймушина Т.М.

ФИЦ УУХ СО РАН, Кемерово, Россия, Kovaleviuhm@yandex.ru

Аннотация. Проведены результаты экспериментов по термообработке каменноугольного электродного пека категории В. Термообработка электродного пека проходила с предварительным термоокислением с дальнейшей термообработкой в температурной области низкотемпературной карбонизацией (при $T \geq 400^\circ\text{C}$) в окислительной среде и среде собственных газов.

Ключевые слова: электродный пек, термоокисление, температура размягчения, высокотемпературный пек.

Введение. Термоокисление (ТО) каменноугольных пеков-процесс взаимодействия кислорода воздуха с компонентами пека при $T < 300^\circ\text{C}$ происходят реакции: $\gamma \rightarrow \alpha_2$ -в газовой фазе и при $T > 300^\circ\text{C}$ происходят реакции в жидкой фазе: $\gamma \rightarrow \beta \rightarrow \alpha_2 \rightarrow \alpha_1$ [1-3]. Согласно [2,3], ТО при $T > 300^\circ\text{C}$, происходит разрыв С-С приводящая к реакциям $\beta \rightarrow \alpha_1$ и $\alpha_2 \rightarrow \alpha_1$ в жидкой фазе. Экспериментально показано, что при ТО до 300°C не происходит роста α_1 -фракции в конечных продуктах [4]. ТО часто применяется для получения высокотемпературных пеков (ВТП) из среднетемпературных или электродных [5,6]. Например, при ТО от 260 - 360°C в течение 3-х часов, с подачей воздуха к расплавленному пеку со скоростью 80 л/ч, получен ВТП с $T_p = 148^\circ\text{C}$ [7]. ВТП представляют большой интерес из-за наличия в их микроструктуре мезофазных сфер [8,9]. Процесс ТО приводил появлению мезофазных сфер в конечном продукте согласно результатам работы [9], что может быть связано с ростом вторичной α_1 -фракции (определяющей мезофазу пека) в процессе ТО [1-3]. Мезофазные сферы присутствовали в высокоплавком пеке [9], полученном путем ТО высокотемпературного пека по методике, описанной в [10]. ТО высокоплавкого пека приводило к изменению формы мезофазы в микроструктуре с сферической на эллипсоидную [9].

Описание эксперимента. Электродный пек категории В, с $T_p = 91^\circ\text{C}$ полученный с АО Алтай-Кокс, термообрабатывали на установке состоящей из реактора объемом 4 л., нагрев реактора осуществлялся с помощью электропечи в которую помещался корпус реактора. Навеска пека массой 250 г. загружалась в реактор, который закрывался крышкой. В крышку реактора встроена трубка диаметром 9 мм. Воздух в реактор подавался компрессором. Воздух через трубку в крышке реактора попадал к расплавленному пеку, для размешивания до однородной массы и ТО.

Были получены следующие продукты при следующих режимах термообработки пека: 1. ТО при $T = 260$ - 320°C , в течение 32 мин., скорость расхода воздуха 100 л/ч, далее нагрев от 320 до 400°C в течение 43 мин., выдержка при $T = 400^\circ\text{C}$ в течение 40 мин., далее ТО от 400 до 430°C , в течение 50 мин.; 2. ТО при $T = 260$ - 320°C , в течение 20 мин., скорость расхода воздуха 100 л/ч, далее нагрев в среде собственных газов до 410°C в течение 28 мин. Продукт термообработки в режиме -1 обозначается П-1, а продукт полученный в режиме -2 обозначается П-2, соответственно. Длительности при температурных режимах термообработки представлены в таблице 1.

Таблица 1 – Длительности процессов термообработки электродного пека.

№	Название	Длительность при $T = 300$ - 400°C , мин.	Длительность при $T \geq 400^\circ\text{C}$, мин.	Общая длительность процесса термообработки, мин.
1	П-1	60	90	165
2	П-2	13	20	48

Из табл.1 видно, что для П-1, длительность при $T > 300^\circ\text{C}$, где происходит рост α_1 -фракции, довольно высокая -150 мин., длительность термообработки в области

низкотемпературной карбонизации в окислительной среде-90 мин. Для П-2, длительность при $T > 300^{\circ}\text{C}$, где происходит рост α_1 -фракции, довольно высокая -33 мин., длительность термообработки в области низкотемпературной карбонизации в среде собственных газов-20 мин. Для П-1 и П-2, измерялась температура размягчения T_p методом «Кольцо и Стержень», выход летучих веществ X (ГОСТ Р 70547-2022) и зольность (ГОСТ 7846-73).

Результаты эксперимента. Основные характеристики П-1 и П-2 представлены в таблице 2.

Таблица 2 – Основные характеристики исходного пека и продуктов его термообработки.

№	Название	Выход пека W , %	T_p , $^{\circ}\text{C}$	X , %	Зольность, %
1	Электродный пек В	-----	91	53	0,15
2	П-1	78,4	202	28	
3	П-2	93	114	47,7	

Из табл. 2, видно, что продукт термообработки П-1, по значению T_p , является высокоплавким. ТО до 320°C и низкотемпературная карбонизация в окислительной среде, с высокой длительностью (165 мин.) привела к заметному снижению значения X и росту T_p , по сравнению с исходным пеком. Для П-2, ТО до 320°C и низкотемпературная карбонизация в среде собственных газов дистиллятов привела к росту T_p до 114°C при довольно низкой длительности термообработки (48 мин.). Что дает перспективу получения пеков связующих с повышенной температурой размягчения и ВТП путем ТО и последующим нагревом в атмосфере собственных газов дистиллятов при $T > 400^{\circ}\text{C}$, с уменьшенной длительностью термообработки.

Заключение. Показана возможность получения высокоплавкого пека из электродного пека. Показана возможность получения пека с повышенной температурой размягчения за счет увеличения температуры термообработки, но с уменьшением длительности процесса.

Библиографический список

1. Сидоров, О.Ф. Современные представления о процессе термоокисления каменноугольных пеков.1. Механизм взаимодействия кислорода с углеводородами пека// Кокс и химия. 2002г. №9. с. 35-43
2. Сидоров О.Ф. Современные представления о процессе термоокисления каменноугольных пеков.Ч.3. Влияние условий окисления на характер термохимических превращений и структуру пека // Кокс и химия. 2004. № 6. С. 24-30.
3. Мочалов В.В. Особенности структуры каменноугольных электродных пеков// Сырьевые материалы электродного производства. Сб. науч. тр.. - М.: НИИГрафит, 1986 С. 5-19.
4. Ковалев Р.Ю., Гаврилюк О.М., и др. Исследование термоокислительной обработки электродного каменноугольного пека // Кокс и химия. 2023. № 7. С. 14-18.
5. Степаненко М. А., Брон Я. А., Кулаков Н. К. Производство пекового кокса. Харьков: Metallurgizdat. [Укр. отделение], 1961. 311 с.
6. Петровых А. П., Москалев И. В., и др. Анализ и сравнение свойств термоокисленных и термопрепарированных пеков // Кокс и химия. 2015. № 1. С. 26-33.
7. Гаврилюк О. М., Ковалев Р.Ю., и др. Оработка технологии получения высокотемпературного пека//ХимРеактор-25: Сборник тезисов XXV международной конференции по химическим реакторам, Новосибирск: ИК им. Г.К. Борескова СО РАН, 2023.- С. 306-307.
8. Лапина Н. А. Стариченко Н.С, и др. Мезофаза в высокотемпературном пеке и ее влияние на свойства искусственного графита // Кокс и химия. 2012. № 9. С. 22-24.
9. Аверина М.В., Кондратьев И.А., и др. Особенности формирования структуры материалов из термоокисленных пеков//Химия твердого топлива. 1974. № 2. С. 117-121.
10. Степаненко М.А., Матусяк Н.И. Каменноугольный пек с температурой размягчения 250°C и выше//Кокс и химия. 1957.10. С. 38-41.

DEVELOPMENT OF FILLER MATERIALS IN THE FORM OF RODS FOR APPLYING FUNCTIONAL COATINGS FROM ALUMINUM-BASED COMPOSITE MATERIALS REINFORCED WITH CARBIDE AND INTERMETALLIC PARTICLES

R.S. Mikheev^{1*}, P.A. Bykov², I.E. Kalashnikov², L.I. Kobeleva²

¹*Bauman Moscow State Technical University, Moscow, Russia*

²*Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS, Moscow, Russia*

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

Abstract. The filler materials were produced in the form of rods from composite materials based on Al6SnCu aluminum alloy using the extrusion process. Silicon carbide (SiC) or orthorhombic phase (Ti₂NbAl) particles in an amount of 10 wt.% were used as a reinforcements. The technological parameters of the extrusion process have been determined to ensure the absence of intense chemical interaction between the matrix material and the reinforcements at all stages of obtaining filler materials. It has shown that the developed rods have sufficient weld pool fluidity for the formation of functional coatings by the arc surfacing process.

Keywords: filler materials, composite materials, extrusion process, weld pool fluidity.

In recent years, significant progress has been achieved in the field of particle reinforced composite materials (CM) based on aluminum, characterized by the best combination of properties (tribotechnical, mechanical and others) [1-3]. The possibility of using such CMs as functional coatings for parts and equipment elements is the great practical interest [4, 5]. Therefore, the development of filler materials, for example in the form of rods, allowing the use of arc surfacing processes for functional coatings is very important.

The powder mixture extrusion process was used to produce the rods. The initial components were matrix alloy powder Al6SnCu (GOST 14113) fraction (300-400) μm, silicon carbide (SiC) and orthorhombic phase (Ti₂NbAl) particles with an average size of 40 μm and no more than 100 μm respectively (manufacturer - Metsintez LLC). The Al-Sn-Cu system was chosen for the matrix alloy due to its level of demand in industry [6]. SiC particles are widely available, and Ti₂NbAl particles are an intermetallic compound and have a high level of the metal component of chemical bond, which determined their choice as a reinforcements [1, 7]. It is important to note that the maximum reinforcements proportion in rods was 10 wt.% since otherwise, the operation of products with functional CM coatings will be accompanied by intense wear of the associated parts [3].

The developed CM rods with a diameter of 3,0 mm and a length of 350 mm met the requirements of GOST 21449. The characteristic fracture surfaces of the rods, as well as the results of energy-dispersive X-ray spectroscopy, do not contain signs of reinforcements degradation and confirm the preservation of the specified reinforcement code (Fig). This allows us to consider the composition of the CM rods produced by the extrusion process to be homogeneous, and the distribution of reinforcing particles to be satisfactory.

In order to assess the possibility of using manufactured CM rods in the arc surfacing process, the of the weld pool fluidity was assessed using the Erokhin's method [8]. The areas characterizing the asymmetry of the cross section of a horizontal pass formed on an inclined plane (inclination angle 35°) was measured. In addition, the values of the outflow and inflow contact angles were assessed, which made it possible to determine the value of the equilibrium wetting angle – θ. Horizontal passes were applied to a substrate 180x120x6 mm made of aluminum alloy Al6Mg (GOST 4784) by gas tungsten arc surfacing process.

The results of assessing the weld pool fluidity showed that passes formed using the developed rods of composition Al6SnCu + 10 wt.% SiC₍₄₀₎ and Al6SnCu + 10 wt.% Ti₂NbAl_(<100) are characterized by lower cross-sectional asymmetry values in comparison with rods made from Al6SnCu matrix alloy (1,424 and 1,534 versus 1,733). Moreover, the use of Ti₂NbAl particles with

a significant metallic component of chemical bond as a reinforcement compared to SiC particles provides better weld pool fluidity. The values of equilibrium wetting angles (θ) lie in the range from 65,8 to 60,3° and do not exceed 90°, which indicates sufficient weld pool fluidity, as well as satisfactory welding and technological properties of the developed compositions of CM rods.

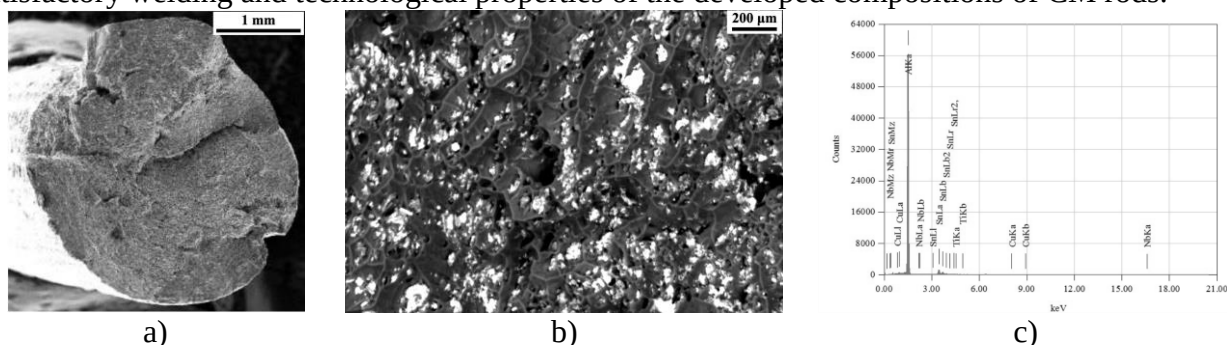


Figure - Characteristic fracture surfaces in secondary (a) and backscattered electrons (b) as well as the results of energy-dispersive X-ray spectroscopy (c) of manufactured CM rods
 $\text{Al6SnCu} + 10 \text{ wt.}\% \text{ Ti}_2\text{NbAl}_{(<100)}$

Thus, in this work, filler materials in the form of rods with a diameter of 3 mm and a length of 350 mm were made from composite materials based on the Al6SnCu alloy, containing particles of silicon carbide (SiC) or orthorhombic phase (Ti_2NbAl) in an amount of 10 wt.% as a reinforcements. It has been established that the technological parameters of the extrusion process ensure the absence of intense chemical interaction between the matrix material and reinforcements at all stages of obtaining filler materials. It has shown that the developed rods have sufficient weld pool fluidity for the formation of functional coatings by the arc surfacing process.

REFERENCES

1. Gill R. S. Effect of different types of reinforcement on tribological properties of aluminium metal matrix composites (MMCs) – A review of recent studies / R. S. Gil, P. S. Samra, A. Kumar // *Materials today. Proceedings*. 2022. Vol. 56, № 5. P. 3094-3101.
2. Samal P. Recent progress in aluminum metal matrix composites: A review on processing, mechanical and wear properties / P. Samal [et. al.] // *Journal of manufacturing processes*. 2020. Vol. 59. P. 131-152.
3. Chernyshova T. A. Developing and testing of Al-SiC and Al-TiC composite materials for application in friction units of oil-production equipment // T. A. Chernyshova [et. al.] // *Inorganic materials: Applied research*. 2011. Vol. 2, № 3. P. 282-289.
4. Mikheev R. S. Innovative processes of production functional gradient layered compositions with enhanced tribological properties / R. S. Mikheev // *IOP conference series: Materials science and engineering*. 2020. Vol. 934. P. 1-6.
5. Riquelme A. Characterisation and mechanical properties of Al/SiC metal matrix composite coatings formed on ZE41 magnesium alloys by laser cladding / A. Riquelme [et. al.] // *Results in physics*. 2019. Vol. 13. P. 1-11.
6. Bykov P. A. Mapping wear modes of composite materials with intermetallic reinforcing based on antifrictional alloy of system Al-Sn-Cu / P. A. Bykov [et. al.] // *Letters on Materials*. 2021. Vol. 11, № 2. P. 181-186.
7. Kobeleva L. I. Structure and tribological properties of the AO20-1 alloy– Ti_2NbAl intermetallic compound composite material / L. I. Kobeleva [et. al.] // *Russian Metallurgy (Metally)*. 2020. Vol. 110. P. 1137—1141.
8. Mikheev R. S. Influence of the welding materials composition on the weld pool fluidity during functionally organized composition formation / R. S. Mikheev, I. E. Kalashnikov, L. I. Kobeleva // *Materials in external fields: proceedings of the 11th International online symposium on materials in external fields* / ed. V.E. Gromov. – Novokuznetsk: SibSIU, 2022. - P. 39-41.

ЭЛЕКТРОМАГНИТНАЯ И ВИБРОАКУСТИЧЕСКАЯ МОДЕЛИ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА

О.Б. Скворцов, В.И. Сташенко

Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН

г. Москва, Россия

E-mail: oleg.b.skvorcov@gmail.com

Аннотация. Проявление явления электропластичности в проводниках сопровождается электродинамическими, тепловыми, механическими, вибрационными, акустическими эффектами, что затрудняет а полный анализ таких процессов и выявление доминирующих механизмов действия электрических импульсов на проводник. Понимание таких механизмов необходимо для практического использования электропластического эффекта при обработке металлов давлением. Изучение динамики протекания электрических и механических процессов в проводниках при пропускании импульсного тока позволяет получить адекватное представление о последовательности протекания физических процессов в простых проводниках при воздействии электрических импульсов.

Ключевые слова: электропластический эффект, импульсные токи, электродинамика, виброакустика, ультразвук.

Действие электрического тока на проводник в процессе его механической обработки сопровождается проявлением электропластического эффекта [1]. При этом наблюдается повышение пластичности и снижение сопротивления металла деформации, изменение структуры материала с упрочнением или разупрочнением, в первую очередь, поверхностного слоя проводника. Электропластический эффект наблюдается в различных металлах и сплавах, в материалах с монокристаллической, поликристаллической, аморфной и нанокристаллической структурой, а также в порошкообразных и композитных материалах. При изучении происходящих при таком воздействии физических процессов был предложено использовать целый ряд гипотез о механизмах такого эффекта: проявление скин-эффекта, тепловые динамические процессы действия тока, пинч-эффект, действие «электрического ветра», взаимодействие электрических магнитных полей с дефектами и дислокациями в материале проводника и т.д. В работе [2] показана физическая несостоятельность предположений о доминирующем влиянии таких процессов как температурное действие тока или взаимодействие дислокаций с электромагнитными полями в качестве доминирующих механизмов электропластического эффекта. В этой работе сформулированы два важных вывода о электродинамическом механизме возникновения электропластического эффекта и о важности именно импульсного характера такого воздействия. Электропластический эффект существенно сильнее проявляется именно при импульсных воздействиях при сравнительно малых внешних электрических воздействиях, не сопровождающихся заметным нагреванием проводника. Экспериментальные исследования показывают, что действительно, именно импульсные электрические воздействия приводят к более сильному проявлению электропластического эффекта [1].

Другая особенность поведения материала проводника при электроимпульсном воздействии для изучения электропластического эффекта состоит в сильном виброакустическом отклике в материале на воздействие электрического импульса. Существенно, что действие на материал проводника при использовании электропластического эффекта имеет сходство с действием на материал ультразвуковых импульсов, также снижающих сопротивление деформации и повышающих пластичность материала, а также приводящих к сходным изменением в структуре материала образца. Исследование динамики развития виброакустического отклика в проводнике на действие электрического импульса показывает, что в проводнике в моменты прихода внешнего

ступенчатого изменения электрического поля наблюдаются осевые ударные воздействия, полярность которых зависит от полярности ступенчатого изменения поля (рис. 1). Затем такое ударное механическое воздействие сопровождается переходом в затухающие колебания в материале проводника в продольном и поперечном направлениях. Электродинамическое действие на проводник проявляется именно в начальные моменты фронтов импульса, а дальнейшее сравнительно плавное измененное увеличение тока через проводник не оказывает заметного влияния на распространение механических колебаний в проводнике.

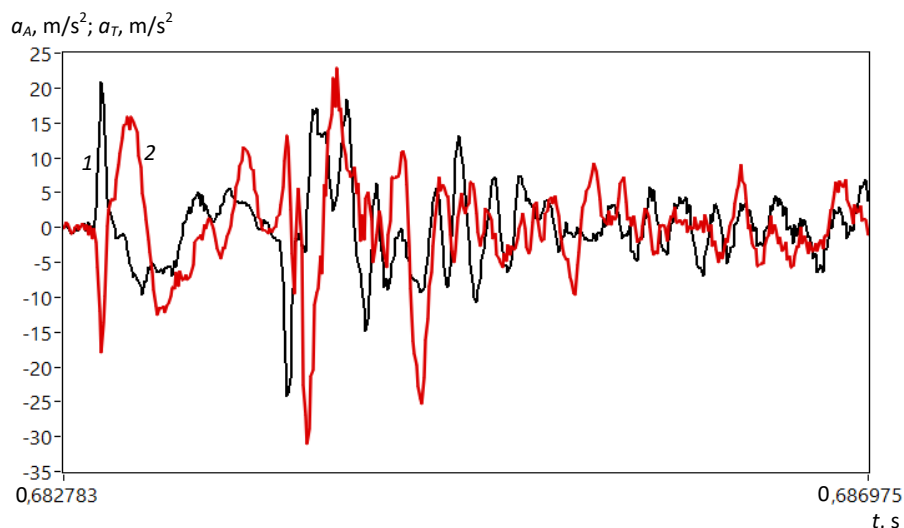


Рисунок – Продольное 1 и поперечное 2 ускорения для образца из титана диаметром 6,5 мм. Электрический импульс длительностью 500 мкс и амплитудой 10 Вольт

Таким образом, механизм проявления электропластического эффекта можно представить в виде последовательного преобразования электромагнитного внешнего воздействия при изменении электрического поля в ударное механическое воздействие на материал за счет проявления электродинамических эффектов и в последующем взаимодействии ударно-механического воздействия на материал проводника с распространением затухающих колебаний [3, 4]. Распространение таких механических колебаний в материале проявляется как вибропластический эффект или эффект акустического смягчения при воздействии ультразвуковых импульсов от внешнего источника механических колебаний.

Библиографический список

1. Троицкий О.А. Электропластический эффект в металлах. // изд-во «Ким Л.А.», М.: - 2021. – 467 с..
2. Sutton A.P., Todorov T.N, Theory of electroplasticity based on electromagnetic induction // *Physical review materials*, 2021, Vol: 5, № 11, 113605-1-113605-19, DOI: <https://doi.org/10.1103/PhysRevMaterials.5.113605>
3. Барахтин Б.К., Савенков Г.Г. Локализация упруго-пластической волны в мезоструктуре металлической преграды после высокоскоростного удара // Всероссийская конференция Дефекты структуры и прочность кристаллов. Черноголовка, 2002. – С.141
4. Альшиц В.И., Даринская Е.В., Колдаева М.В. Влияние магнитного поля на подвижность дислокаций при импульсном нагружении кристаллов NaCl // Всероссийская конференция Дефекты структуры и прочность кристаллов. Черноголовка, 2002. – С.216.

ВЛИЯНИЕ НАПЛАВКИ ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКОЙ НА УПРОЧНЕНИЕ СТАЛИ 20

Попова Н.А.¹, Смирнов А.Н.², Никоненко Е.Л.¹, Абабков Н.В.²,
Князьков В.Л.², Левашова Е.Е.²

¹Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия

²Кузбасский государственный технический университет им. Т.Ф. Горбачева, Кемерово,
Россия

E-mail: natalya-popova-44@mail.ru

Аннотация. Методами просвечивающей дифракционной электронной микроскопии на тонких фольгах проведены исследования влияния металла наплавки, выполненной сварочной проволокой типа 35Х5ГФНВМ, на структуру подложки из стали 20. Выполнен количественный и качественный анализ изменения тонкой структуры материалов подложки и наплавки. Наплавка сварочной проволокой привела к существенному разрушению пластинчатого перлита, полной фрагментации феррита, выделению мелких частиц цементита на границах и в стыках фрагментов феррита, созданию упруго-напряженного состояния матрицы стали и упрочнению подложки в 1.5 раза.

Ключевые слова: сталь, наплавка, структурно-фазовое состояние, дислокационная структура, кривизна-кручение кристаллической решетки, поля внутренних напряжений.

Введение. Во всех странах существует постоянная необходимость увеличения срока службы узлов и оборудования, т.к. износ деталей приводит к большим убыткам в промышленности, в том числе и в горнодобывающей отрасли, потому что при остановках работы оборудования на ремонт, выпуск продукции на предприятии заметно снижается. В процессе эксплуатации изделия подвергаются многим видам износа. Для противостояния износу рабочие поверхности необходимо упрочнять, это касается как отдельных деталей, так и узлов горнодобывающего оборудования (ГДО). Один из наиболее эффективных способов упрочнения – наплавка [1]. Одним из видов наплавки – это наплавка порошковой проволокой [2]. Для получения высоких прочностных характеристик исследования в области наплавки порошковой проволокой продолжаются.

Материал и методика эксперимента. Для наплавки применяли порошковую проволоку типа ПП-Нп-35Х5ГФНВМ-Т-Г-2.0-1 (ГОСТ 28377–89), химический состав которой приведен в табл.1. Наплавку выполняли на подложку из стали 20 (ГОСТ 1050–88), химический состав которой также приведен в табл.1. Размеры образцов 300 × 300 × 20 мм. Наплавку выполняли на установке для механизированной плазменно-порошковой наплавки УПН-303 при следующем режиме: ток наплавки $I_n = 160–190$ А; напряжение при наплавке $U_p = 19–21$ В; скорость наплавки 12 м/ч.

Таблица 1 – Химический состав (масс. %) стали 20 и проволоки 35Х5ГФНВМ

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	V	W
Сталь	0.17-0.24	0.17-0.37	0.35-0.65	< 0.035	< 0.04	< 0.25	–	< 0.3	< 0.3	–	–
Проволока	0.35	0.36	1.19	0.01	0.01	4.95	0.91	1.16	0.07	0.15	0.57

Исследование микроструктуры стали 20 проводили до наплавки (исходное состояние стали) и после наплавки.

Изучение выполняли как на качественном, так и на количественном уровне с помощью метода просвечивающей электронной дифракционной микроскопии (ПЭМ) на тонких фольгах на электронном микроскопе ЭМ-125 при ускоряющем напряжении 125 кВ.

Результаты и их обсуждение. Исходное состояние стали 20. Проведенные исследования показали, что в исходном состоянии матрица стали 20 представляет собой α -

фазу, состоящую из пластинчатого перлита и феррита. Пластинчатый перлит присутствует в двух морфологических состояниях: 1) пластинчатый не разрушенный перлит – конгломерат чередующихся параллельных (или почти параллельных) пластин феррита и цементита (объемная доля (δ) $\sim 35\%$); 2) разрушенный перлит – участки или колонии пластинчатого перлита с изогнутыми, разрезанными и измельченными пластинами цементита ($\delta \sim 5\%$).

Феррит в исходном состоянии стали 20 также находится в двух морфологических состояниях: не фрагментированный и фрагментированный. Фрагментированная структура – это субструктура, состоящая из дислокационных субграниц (стенок фрагментов) и внутреннего пространства, содержащего или не содержащего дислокации. Объемная доля зерен не фрагментированного феррита составляет 30% , фрагментированного – также 30% .

С помощью дифракционного анализа было установлено, что карбидная фаза (цементит) присутствует только в перлите, в феррите цементита не обнаружено.

Дислокационная структура во всех морфологических состояниях представлена, в основном, плотными дислокационными сетками. Величина скалярной плотности дислокаций как в не разрушенном, так и в разрушенном перлите практически одинакова ($1.9 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$). Феррит обладает более высоким значением ρ , причем в не фрагментированном феррите величина $\rho = 2.6 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ несколько выше, чем во фрагментированном ($\rho = 2.2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$).

Влияние наплавки на структуру подложки. Наплавка порошковой проволокой на сталь 20, являющейся подложкой, привела к тому, структура стали изменилась, причем не только количественно, но и качественно. А именно, практически весь перлит оказался разрушенным (доля не разрушенного перлита составляет лишь $\sim 5\%$ от всего объема материала), а феррит – полностью фрагментированным. Дислокационная структура во всем материале по-прежнему представлена плотными дислокационными сетками. Величина скалярной плотности дислокаций в не разрушенном перлите практически не изменилась, а в разрушенном – увеличилась, в феррите – несколько уменьшилась, но, тем не менее, в среднем по материалу значение ρ осталось практически на прежнем уровне.

Во фрагментированном феррите, объемная доля которого составляет 60% , величина скалярной плотности дислокаций ρ , как уже отмечалось выше, по сравнению с исходным состоянием несколько уменьшилась ($\rho = 1.8 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$).

Было установлено, что в отличие от исходного состояния в структуре подложки частицы цементита присутствуют не только в перлитной составляющей стали, но и на границах и в стыках фрагментов фрагментированного феррита. Частицы обладают округлой формой, не зависимо от места расположения их средний размер составляет 15 нм . Выделившиеся частицы на границах и в стыках фрагментов – это новые источники изгибных экстинкционных контуров (внутренних локальных напряжений). Ранее было установлено, что чем меньше размер частицы, расположенной на границе или в стыке любых образований (зерен, фрагментов, субзерен), тем уже экстинкционный контур и тем больше амплитуда внутренних локальных напряжений, причем контур от частиц округлой формы уже, чем от частиц, обладающих пластинчатой формой.

А так как фрагментированный феррит в стали после наплавки занимает основную долю материала, то упрочнение за счет внутренних напряжений и упрочнения дисперсными частицами относительно исходного состояния стали 20 в целом по материалу увеличилось практически в 1.5 раза.

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FEMN-2023-0003)

Библиографический список

1. Tandon D., Li H., Pan Z., Yu D., Pang W. A review on hardfacing, process variables, challenges and future works // Metals. 2023. V. 13. N. 9. P. 1512.
2. Sá de Sousa J.M., Lobato M.Q., Garcia D.N., Machado P.Co. Abrasion resistance of Fe–Cr–C coating deposited by FCAW welding process // Wear. 2021. V. 476. N. 15. P. 203688.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЗАЭВТЕКТИЧЕСКОГО СИЛУМИНА Al-15%Si

Ю. А. Шлярова, В. В. Шляров, А. А. Серебрякова, Д. В. Загуляев

Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия

**Email: rubannikova96@mail.ru*

Аннотация. Методами современного физического материаловедения проведен анализ структуры и механических свойств (микротвердость) заэвтектического силумина Al-15%Si в исходном состоянии.

Ключевые слова: заэвтектический силумин, структура, микротвердость, оптическая микроскопия.

Конструкционные материалы, обладающие отличительными функциональными, физическими и механическими характеристиками, такими как легкость, пластичность, электропроводность, коррозионная стойкость и теплопроводность, находят широкое промышленное применение, особенно в таких отраслях, как автомобилестроение, авиация и аэрокосмическая промышленность. Использование этих материалов, в том числе сплавов Al-Si, в значительной степени обусловлено особыми требованиями различных отраслей промышленности, поскольку они играют важную роль в качестве современных конструкционных материалов в автомобильном секторе, авиа- и судостроении, различных компонентах железнодорожных систем, нефтегазовой промышленности, а также в строительстве и других отраслях промышленности. Преобладание сплавов Al-Si в этих областях применения подчеркивает их важность для соблюдения строгих эксплуатационных требований и стандартов в различных отраслях промышленности, обеспечения оптимальной функциональности и долговечности в сложных эксплуатационных условиях. Эти сплавы играют важную роль в повышении общих характеристик и эффективности широкого спектра промышленных процессов и применений, тем самым способствуя технологическому прогрессу и инновациям в автомобильной, авиационной и других ключевых отраслях промышленности. Многогранные свойства сплавов Al-Si делают их незаменимыми в удовлетворении растущих потребностей и сложностей современного промышленного применения, а также подчеркивают их ключевую роль в обеспечении прогресса и развития в различных секторах. Использование этих передовых материалов не только повышает структурную целостность и эксплуатационные характеристики промышленных компонентов, но и способствует повышению устойчивости и эффективности всей промышленной экосистемы, открывая путь к постоянному совершенствованию и прорывам в области проектирования и производства.

Целью настоящей работы является исследование структуры и механических свойств (микротвердость) заэвтектического силумина Al-15%Si в исходном состоянии.

В качестве материала исследований были использован заэвтектический сплав Al-15%Si, выплавлявшийся в закрытой лабораторной печи сопротивления СШОЛ в Сибирском государственном индустриальном университете. Образцы имели размеры $20 \times 20 \times 10$ мм³. По результатам рентгеноспектрального анализа (прибором Shimadzu XRF-01800) был определен химический состав материалов: Al – 84,44%; Si – 15,07%; Fe – 0,35%; Cu – 0,070%, Mn – 0,010%; Zn – 0,021%; Ni – 0,022%; Ti – 0,002%; Cr – 0,030%.

Согласно диаграмме состояния системы Al-Si сплавы, содержащие более 13 % Si и состоящие из первичных кристаллов кремния, интерметаллидов и эвтектики, относятся к заэвтектическим. Такие сплавы имеют грубую игольчатую структуру, состоящую из эвтектики (α -Si) и первичных кристаллов кремния. Металлографический анализ структуры заэвтектического сплава Al-15%Si показал, что структура сплава Al-15Si в исходном состоянии характеризуется наличием включений первичного кремния (размером 90-130 мкм)

преимущественно пластинчатой формы (рисунок, область 1). Наряду с пластинами кремния выявляется эвтектика (рисунок, область 2). Недостатком заэвтектического сплава системы Al–Si в литом состоянии является наличие пор микронных и субмикронных размеров (рис. 1, область 3).



Рисунок – Структура сплава Al–15%Si в исходном состоянии

Для оценки механических свойств поверхностных слоев в работе использовали один из наиболее точных и чувствительных методов – измерение микротвердости. Исследования осуществлялись на микротвердомере HVS-1000, оснащенный автоматическим устройством приложения нагрузки и вводом изображений полученных отпечатков в компьютер. Масса нагрузки, действующая на пирамиду, составляла $HV_{0,05}$ (50 г). Продолжительность выдержки под нагрузкой равнялась 10 с. В результате проведенного анализа было выявлено, что средняя величина микротвердости в включениях первичного кремния $\sim 6166,177 HV_{0,05}$. Среднее значение микротвердости в эвтектика $\sim 670,1 HV_{0,05}$.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-29-00665, <https://rscf.ru/project/24-29-00665/>

УДК 621.791.92:621.77.016

ЭЛЕКТРОННО-МИКРОСКОПИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ЗОНЫ КОНТАКТА НАПЛАВКИ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ

**Иванов Ю.Ф.¹, Чапайкин А.С.² Миненко С.С.², Громов В.Е.²,
Кондратова О.А.², Семин А.П.²**

¹Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск, Россия, e-mail: yufi55@mail.ru;

²Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия,
e-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

Методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии выполнены исследования элементного и фазового состава, состояния дефектной субструктуры зоны контакта плазменного покрытия из быстрорежущей стали Р18Ю, сформированного в среде азота, на подложке из среднелегированной стали 30ГХСА после четырехкратного высокотемпературного отпуска.

Установлено, что зона контакта имеет пластинчатую структуру отпущенного мартенсита. В значительно меньшем количестве в структуре зоны контакта присутствует субзеренная структура. Пластины мартенсита фрагментированы, размеры фрагментов изменяются в пределах 250-300 нм. Зона контакта характеризуется наличием большого количества частиц второй фазы (карбиды), различающихся размерами, формой и расположением в объеме зоны контакта. Во-первых, наблюдаются частицы глобулярной формы субмикронных размеров, расположенные в исследуемом материале хаотически. Это частицы, сформировавшие в наплавленном слое карбидный каркас. Во-вторых, частицы пластинчатой (игольчатой) и ограненной формы, расположенные в структуре пластин

мартенсита. В-третьих, частицы округлой формы, расположенные на границах фрагментов, субзерен и пластин мартенсита.

Анализ структуры зоны контакта методами тонких (150-200 нм) фольг выявил наличие внутренних напряжений, о чем свидетельствуют изгибные контуры экстинкции, присутствующие на электронно-микроскопических изображениях материала. В объеме пластин мартенсита присутствует дислокационная субструктура сетчатого типа. Скалярная плотность дислокаций, определенная методами случайно расположенных секущих, составляет $10,5 \cdot 10^{10}$ см.⁻².

Методами темнопольного анализа с последующим индицированием микроэлектроннограмм установлено, что глобулярные частицы субмикронных размеров являются карбидом состава Fe₃W₃C. Наряду с частицами на основе вольфрама исследуемый участок фольги содержит наноразмерные частицы карбида хрома состава Cr₃C₂. Данные частицы имеют округлую форму, размеры частиц изменяются в пределах от 11 нм до 43 нм.

Методами темнопольного анализа с последующим индицированием микроэлектроннограмм установлено, что частицы пластинчатой формы являются карбидами состава Fe₃C, Cr₂₃C₆ и V₂C. Поперечные размеры частиц изменяются в пределах от 10 нм до 35 нм; продольные размеры частиц изменяются в пределах от 50 нм до 170 нм.

Исследование выполнено при поддержке гранта РФФИ №23-19-00186 , <https://rscf.ru/project/23-19-00186/>

УДК 669.539.620+534.29

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ В ПРОЦЕССАХ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

В.В.Рубаник¹, В.В. Рубаник мл.¹, М.С. Ломач¹, С.В. Гусакова²,
Wenjing Wang³, Xuefeng Liu³, Yaohua Yang³

¹Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь,

²Белорусский государственный университет, Минск, Беларусь

³Пекинский университет науки и техники, Пекин, Китай
ita@vitebsk.by

Аннотация. В работе описан оригинальный способ равноканального углового прессования (РКУП) с возбуждением ультразвуковых колебаний (УЗК) в матрице, которая выполнена как полуволновой волновод продольных УЗК. Исследовано влияние ультразвукового воздействия на силовые характеристики РКУП ряда металлических материалов, а также изучены свойства полученных образцов. Показано, что воздействие УЗК на процесс РКУП, является эффективным способом изменения структуры металлических материалов, так и улучшения его свойств. Уже после одного прохода микроструктура материала, полученная прессованием с наложением УЗК, существенно отличается от микроструктуры образцов полученных без УЗК: наблюдается уменьшение размера зерен и изменение их кристаллографической ориентировки.

Ключевые слова: равноканальное угловое прессование, ультразвуковые колебания, объемное наноструктурирование, интенсивная пластическая деформация, зеренная структура, цинк, алюминий.

Разработка объемных наноструктурированных металлических материалов является актуальным направлением современного материаловедения. При этом особенности структуры таких материалов определяются методами получения и оказывают существенное влияние на их свойства. Наиболее распространены и изучены два метода интенсивной пластической деформации (ИПД): равноканальное угловое прессование и кручение под высоким давлением (КВД) [1]. Физический смысл процесса РКУП, предложенного В. Сегалом и развитого Р. Валиевым с соавторами [2], заключается в реализации простого

сдвига в зоне пересечения двух каналов равного поперечного сечения, выполненных в монолитной или разъемной матрице, при проталкивании через них металлической заготовки.

Среди многих недостатков РКУП основными являются неоднородность структуры образцов и большие деформационные усилия. Для снижения деформационных усилий предложены различные приемы и устройства. Одним из которых является применение мощных ультразвуковых колебаний. Однако эффективные способы введения УЗК в очаг деформации при РКУП отсутствуют. В институте технической акустики НАН Беларуси разработано оригинальное устройство РКУП в котором матрица одновременно является и частью волноводной системы в которой возбуждаются УЗК частотой ~22 кГц с амплитудой смещения до 50 мкм и более [2]. Это позволило снизить усилие деформирования заготовки из Zn, Al и биметалла Cu-Ag от 1,5 до 4 раз, а также изменить структуру и физико-механические свойства образцов. РКУП с помощью ультразвукового воздействия является оправданным и может послужить новым научным направлением в обработке металлов давлением.

Благодарность: Работа выполнена при финансовой поддержке Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований (проект T22КИТГ-011).

Библиографический список

1. Сегал В.М. Резников В.И. Процессы пластического структурообразования металлов / Минск: Наука и техника, 1994. -231 с.
2. Валиев Р.З., Александров И.В. Объёмные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства / Академкнига. Минск , 2007. 397 с.
3. Положительное решение по заявке патент № u 20230183 от 8 сентября 2023 г.

УДК 544.032.6

СТРУКТУРНЫЕ СВОЙСТВА Li-Sm ФЕРРИТОВ, ИЗГОТОВЛЕННЫХ ТРАДИЦИОННЫМ И ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВЫМ СПЕКАНИЕМ

В.А. Власов, Е.Н. Лысенко, Ю.С. Елькина, Е.В. Николаев, А.П.

Суржиков

*Национальный исследовательский Томский политехнический университетг. Томск, Россия,
e-mail: vlvitan@tpu.ru*

Аннотация. Проведено исследование фазового состава и структурных характеристик литий-самариевых ферритов, изготовленных по двум технологиям, основанным на высокотемпературном традиционном термическом нагреве в печи и электронно-пучковом нагреве на ускорителе электронов. Li-Sm феррит предварительно синтезировался при 900 °С в течении 4 часов из $\text{Sm}_2\text{O}_3/\text{Fe}_2\text{O}_3/\text{Li}_2\text{CO}_3$ смеси исходных реагентов. Спекание проводилось при температуре 1100 °С, которая при использовании второй технологии обеспечивалась нагревами электронов с энергией 1.4 МэВ и плотностью тока пучка 25 мкА/см². Установлено, что ферриты, полученные по обоим технологиям, характеризуются двухфазным составом, включающим магнитную фазу литиевого феррита $\alpha\text{-Li}_{0.5}\text{Fe}_{2.5}\text{O}_4$ и кристаллическую фазу SmFeO_3 , которая имеет орторомбическую пространственную группу. Метод изготовления ферритов влияет на структурные характеристики спеченной керамики.

Ключевые слова: литиевый феррит, оксид самария, электронно-пучковое спекание, структура, свойства.

Литиевый феррит химического состава $\text{Li}_{0.5}\text{Fe}_{2.5}\text{O}_4$ со шпинельной структурой давно привлек внимание благодаря его свойствам, включающим высокую намагниченность насыщения, высокую температуру Кюри и термическую стабильность. Удачное сочетание электромагнитных свойств позволяет применять данный феррит для сердечников трансформаторов, антенн, устройств магнитной записи. В последнее время активно ведутся

исследования по модификации свойств различных ферритов редкоземельными элементами, включая диспрозий, неодим, самарий, лантан, тербий и др. с целью получения ферритов с уникальными свойствами. Как показано в некоторых работах [1-2], введение редкоземельных элементов, в том числе Sm, может оказывать существенное влияние на электромагнитные свойства различных ферритов.

Ранее было показано в работах [3], что одним из эффективных способов производства ферритов является электронно-пучковой нагрев (ЭПН) образцов, как на стадии синтеза ферритовых порошков, так и на стадии спекания ферритовой керамики. При этом было установлено, что ЭПН нагрев существенно увеличивает реакционную активность твердофазной системы, что дает возможным существенно снизить температуры и длительность синтеза и спекания, повысить гомогенность конечного продукта, а также улучшить основные электромагнитные характеристики ферритов.

В настоящей работе проведено исследование влияния самария на фазовый состав и структурные характеристики литиевых ферритов, изготовленных по двум технологиям, основанным на высокотемпературном традиционном термическом нагреве в печи и электронно-пучковом нагреве на ускорителе электронов.

Li-Sm феррит предварительно синтезировался при 900 °C в течении 4 часов из $\text{Sm}_2\text{O}_3/\text{Fe}_2\text{O}_3/\text{Li}_2\text{CO}_3$ (14.7/77.5/7.8 вес.%) смеси исходных реагентов, которая предварительно механически смешивалась и активировалась в шаровой мельнице Retsch E-maх. Высокотемпературное спекание образцов при 1100 °C было выполнено в лабораторной печи и на ускорителе ЭЛВ-6 (Институт ядерной физики им. Будкера, СО РАН, г. Новосибирск), обеспечивающий непрерывный пучок ускоренных электронов с энергией 1.4 МэВ.

Рентгенофазовый анализ (РФА) образцов проводился с помощью рентгеновского дифрактометра ARLX'TRA с использованием CuK_α излучения. Идентификация фаз осуществлялась с помощью базы данных порошков PDF-4+ Международного центра дифракционных данных (ICDD). Микроструктуру образцов исследовали с помощью сканирующего электронного микроскопа Hitachi TM-3000. Дополнительно был проведен термический анализ образцов методом термогравиметрии с приложением внешнего магнитного поля на термическом анализаторе Netzsch STA 449C Jupiter.

Результаты РФА показали, что ферриты, полученные по обоим технологиям, характеризуются составом, включающим магнитную фазу литиевого феррита $\alpha\text{-Li}_{0.5}\text{Fe}_{2.5}\text{O}_4$ и кристаллическую фазу SmFeO_3 , которая имеет орторомбическую пространственную группу. Формирование $\alpha\text{-Li}_{0.5}\text{Fe}_{2.5}\text{O}_4$ подтверждается данными термического анализа.

Детальный анализ изображений структуры ферритов, полученных методом сканирующей электронной микроскопией (СЭМ), показал, что образцы, полученные по традиционной технологии, имеют более пористую структуру и меньшую плотность по сравнению с образцами, изготовленными путем ЭПН. СЭМ изображения (рисунок) подтверждают формирование двухфазного композита для таких образцов, состоящим из ферритовой фазы (серый оттенок) и SmFeO_3 (светлый оттенок).

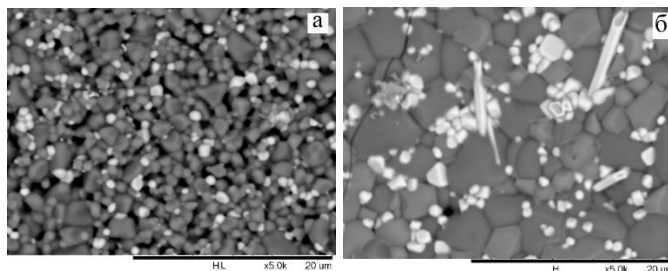


Рисунок – СЭМ изображения Li-Sm феррита, спеченного при термическом (а) и электронно-пучковом спекании (б)

При этом в образцах, изготовленных методом ЭПН, в процессе спекания наблюдается формирование частиц, содержащих самарий, с различной формой. Согласно

энергодисперсионной спектрометрии, в частицах в виде трубок содержится примесь кремния и кальция. Данное обстоятельство возможно влияет на структуру и фазовый состав некоторой доли образованного SmFeO_3 , что не удалось увидеть с помощью РФА.

Таким образом, метод изготовления ферритов влияет на структурные характеристики спеченной керамики.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках государственного задания в сфере научной деятельности (проект FSWW-2023-0011). Авторы выражают благодарность руководству ИЯФ СО РАН и Голковскому М.Г. за предоставленную возможность и помощь в проведении исследований на ускорителе ЭЛВ-6.

Библиографический список

1. Mahmoudi M., Kavanlouei M., Maleki-Ghaleh H., Effect of Composition on Structural and Magnetic Properties of Nanocrystalline Ferrite $\text{Li}_{0.5}\text{Sm}_x\text{Fe}_{2.5-x}\text{O}_4$ // Powder Metallurgy and Metal Ceramics.- 2015.-Vol.54.-P. 31-39.
2. Lysenko E.N., Vlasov V.A., Nikolaeva S.A., Nikolaev E.V., TG, DSC, XRD, and SEM studies of the substituted lithium ferrite formation from milled $\text{Sm}_2\text{O}_3/\text{Fe}_2\text{O}_3/\text{Li}_2\text{CO}_3$ precursors // J. Thermal Analysis and Calorimetry. -2023.- Vol.148.- P. 1445-1453.
3. Lysenko E., Vlasov V., Nikolaev E., Surzhikov A., Ghyngazov S. Technological aspects of lithium-titanium ferrite synthesis by electron-beam heating // Materials. - 2023.-V.16.- P.604.

УДК 544.032.6

ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЕ СПЕКАНИЕ ЛИТИЕВОЙ ФЕРРИТОВОЙ КЕРАМИКИ, ИЗГОТОВЛЕННОЙ МЕТОДОМ 3D ПЕЧАТИ

Е.Н. Лысенко, Е.В. Николаев, В.А. Власов, А.С. Свирков, А.П. Суржиков

*Национальный исследовательский Томский политехнический университет
г. Томск, Россия, e-mail: lysenkoen@tpu.ru*

Аннотация. В работе проведены исследования структуры и свойств литиевой ферритовой керамики, изготовленной аддитивным методом, основанном на экструзионном нанесении ферритовых образцов со связующим веществом и последующего их нагрева высокоэнергетическим электронным пучком с энергией 1.4 МэВ. Предварительный синтез ферритового порошка выполнялся твердофазным методом с использованием оксида железа и карбоната лития. Для изготовления ферритовых образцов применялось связующее на основе этилцеллюлозы и терпинеола. Показано, что микроструктура спеченных ферритовых образцов зависит от толщины наносимого экструзионным методом слоя и температуры спекания. С помощью рентгенофазового анализа установлено соответствие фазового состава литиевому ферриту.

Ключевые слова: литиевый феррит, $\text{Li}_{0.5}\text{Fe}_{2.5}\text{O}_4$, аддитивный метод, электронно-пучковое спекание, электромагнитные свойства.

В последнее время бурно развиваются аддитивные технологии изготовления материалов из пластмасс, металлов и сплавов [1, 2]. Также существуют разработки 3D получения керамики с использованием лазерного нагрева, среди которых следует выделить получение керамики из карбида кремния, оксидов алюминия и титана. Альтернативой лазерному способу нагрева является нагрев электронными пучками, который в отличие от лазерного позволяет объемно разогревать материалы [3, 4]. Однако на сегодняшний день существуют только принтеры, основанные на электронно-лучевой наплавке металлических слоев. Наплавка керамики электронным облучением из физических соображений

невозможна. Поэтому наиболее подходящим является путь послойного нанесения и спекания в пучке электронов.

Цель настоящей работы заключается в исследовании структуры и свойств литиевого феррита состава $\text{Li}_{0.5}\text{Fe}_{2.5}\text{O}_4$, изготовленного аддитивным методом, основанном на экструзионном нанесении ферритовых образцов со связующим веществом и последующего их нагрева высокоэнергетическим электронным пучком.

Схема получения образцов ферритовой керамики включает следующие технологические цепочки: синтез феррита $\text{Li}_{0.5}\text{Fe}_{2.5}\text{O}_4$ твердофазным методом при 900 °С в течении 240 минут с использованием карбоната лития Li_2CO_3 (8.5 вес.%) и оксида железа Fe_2O_3 (91.5 вес.%), смешение синтезированного феррита со связующим веществом в виде раствора этилцеллюлозы в терпинеоле; гомогенизация ферритовой пасты с применением ультразвука и центрифугирования; экструзионное нанесение ферритовой пасты на подложку на принтере Voltera V-one и формирование образцов в виде таблеток определенной толщины; предварительный нагрев образцов с целью выгорания связующего; спекание образцов в электронном пучке при 1100-1200 °С и длительности 1-6 часов.

Экспериментальные исследования по спеканию напечатанных ферритовых образцов электронно-пучковым нагревом проводились на базе Института ядерной физики СО РАН (г. Новосибирск) с применением ускорительной техники ЭЛВ-6 (непрерывный пучок электронов). Энергия электронов на ускорителе составляла 1.4 МэВ. Плотность тока пучка электронов изменялась в пределах (25-30) мкА/см², что обеспечивало нагрев образцов до температур 1100-1200 °С.

Рентгенофазовый анализ образцов проводился с помощью рентгеновского дифрактометра ARLX'TRA с использованием CuK_α излучения. Идентификация фаз осуществлялась с помощью базы данных порошков PDF-4+ Международного центра дифракционных данных (ICDD). Микроструктуру образцов исследовали с помощью сканирующего электронного микроскопа Hitachi TM-3000.

Рентгенофазовый анализ показал, что все спеченные образцы являются монофазным продуктом со шпинельной структурой и соответствуют химической формуле литиевого феррита исследуемого состава с параметром решетки 0.8334 нм. Детальный анализ изображений структуры ферритов, полученных методом сканирующей электронной микроскопией (СЭМ), показал, что образцы после печати и отжига связующего представляют собой пористую структуру со средним размером частиц 1 мкм. С увеличением толщины напечатанных ферритовых образцов, плотность спеченной керамики увеличивается, пористость уменьшается (рисунок). Также происходит увеличение среднего размера зерна до 5 мкм. Такой результат связан с процессом уплотнения ферритов во время спекания, зависящий от количества нанесенных слоев материала. Так, начальные тонкие слои 100-200 мкм спекаются хуже вследствие хорошего сцепления ферритового материала с подложкой, что препятствует усадке образцов. Увеличение длительности спекания до 6 часов при температуре 1100 °С существенно не влияет на уплотнение ферритов. В то время как повышение температуры спекания до 1200 °С приводит к формированию более плотной и менее пористой структуры.

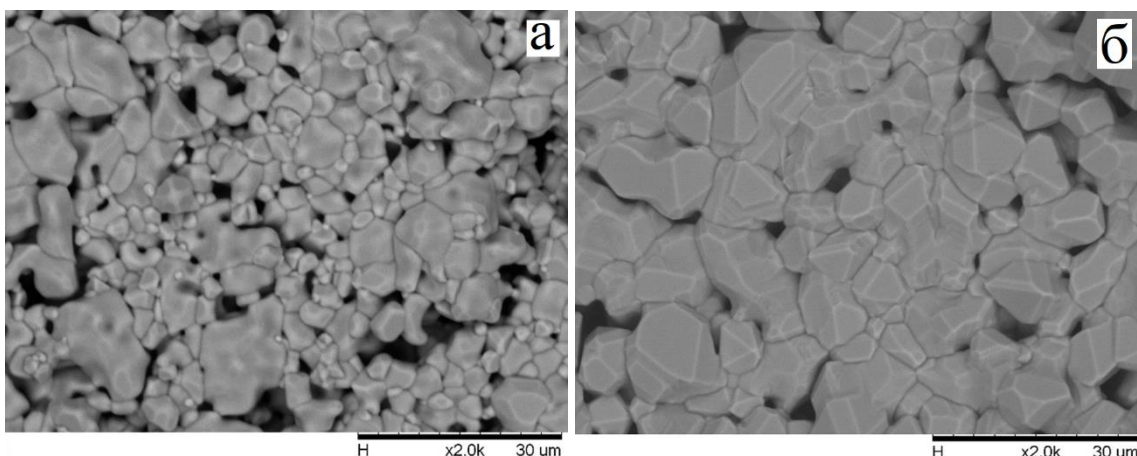


Рисунок – СЭМ изображения ферритовой керамики толщиной 200 (а) и 400 (б) мкм, полученной методом электронно-пучкового нагрева при температурах 1200 °С

Таким образом в работе впервые показана возможность получения литиевой ферритовой керамики аддитивным методом с использованием электронно-пучкового спекания.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект №22-19-00183). Авторы выражают благодарность руководству ИЯФ СО РАН и Голковскому М.Г. за предоставленную возможность и помощь в проведении исследований на ускорителе ЭЛВ-6.

Библиографический список

1. Li N., Huang S., Zhang G., et al. Progress in additive manufacturing on new materials: A review // Journal of Materials Science & Technology. -2019. -V. 35. - P.242-269.
2. Goll D., Schuller D., Martinek G., et al. Additive manufacturing of soft magnetic materials and components // Additive Manufacturing. -2019. -V.27.- P.428-439.
3. Lysenko E., Vlasov V., Nikolaev E., Surzhikov A., Ghyngazov S. Technological aspects of lithium-titanium ferrite synthesis by electron-beam heating // Materials. - 2023.-V.16.- P.604.
4. Lysenko E.N., Vlasov V.A., Nikolaev E.V., Surzhikov A.P., Korobeynikov M.V., Microstructure and magnetization study of Li and Li-Zn ferrites synthesized by an electron beam // Materials Chemistry and Physics.-2023.-V.302.-127722.

Научное издание

Материалы во внешних полях (МВП–2024)

20 марта 2024

Труды
XII МЕЖДУНАРОДНОГО ОНЛАЙН СИМПОЗИУМА

Под общей редакцией
Компьютерная верстка
Технический редактор

В.Е. Громов
А.Н. Гостевская
А.А. Серебрякова

Подписано в печать 19.04.2024

Формат бумаги 60×84 1/16. Бумага писчая. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 6.04. Уч.-изд. л. 6.85. Тираж 500 экз. Заказ № 68

Сибирский государственный индустриальный университет
654007, Кемеровская область – Кузбасс, г. Новокузнецк,
ул. Кирова, зд. 42, Издательский центр СибГИУ