<mark>научно-техниче</mark>ский и производственный журнал

ISSN 0026-0819

MEAJIOBELEHIE

# И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

№ 1 1 (809). НОЯБРЬ. 2022

ОСНОВАН В ИЮЛЕ 1955 г. Выходит 12 раз в год

Главный редактор: В. С. Крапошин Зам. гл. редактора: С. Ю. Кондратьев Зав. редакцией: Н. В. Хабарова

## РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

С. К. Гордеев, В. И. Горынин, В. В. Захаров, В. Н. Зикеев, Yin Fuxing, L. Kaczmarek, С. Ю. Кондратьев, В. С. Крапошин, Л. И. Куксенова, М. Л. Лобанов, К. В. Макаренко, V. Yu. Novikov, А. А. Попов, М. Ю. Семенов, Ю. Н. Симонов, Ю. А. Соколов, А. S. Chaus

#### УЧРЕДИТЕЛИ: Издательский дом «Фолиум», редакция

Журнал зарегистрирован в Федеральной службе по надзору в сфере связи и массовых коммуникаций. Свидетельство о регистрации ПИ № ФС77-82955 от 14.03.2022 г.

Полная переводная версия журнала «Metal Science and Heat Treatment» (издательство Springer) включена в международные системы цитирования: Cambridge Scientific Abstracts, Chemical Abstracts Service (CAS), ChemWeb, Current Contents/Engineering, Computing and Technology, Inspec, Mathematical Science Citation Index, Science Citation Index, Science Citation Index Expanded (Sci-Search), SCOPUS

Журнал входит в перечень утвержденных ВАК РФ изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней

#### подписной индекс

27847 («Пресса России»)

#### АДРЕС РЕДАКЦИИ

Россия, 127411, Москва, Дмитровское ш., 157, стр. 6 Издательский дом «Фолиум», МиТОМ Тел./Факс: +7 499 258 08 28; 8 916 062 37 72 E-mail: mitom@folium.ru http://www.mitom.folium.ru

### АДРЕС ИЗДАТЕЛЯ

Россия, 127411, Москва, Дмитровское ш., 157, стр. 6 Издательский дом «Фолиум» Тел./Факс: +7 499 258 08 28 E-mail: info@folium.ru http://www.folium.ru



# Editor-in-Chief: V. S. Kraposhin Deputy Editor-in-Chief: S. Yu. Kondrat'ev Staff Editor: N. V. Khabarova

# **EDITORIAL BOARD**

S. K. Gordeev, V. I. Gorynin, V. V. Zakharov, V. N. Zikeev, Yin Fuxing, L. Kaczmarek, S. Yu. Kondrat'ev, V. S. Kraposhin, L. I. Kuksenova, M. L. Lobanov, K. V. Makarenko, V. Yu. Novikov, A. A. Popov, M. Yu. Semenov, Yu. N. Simonov, Yu. A. Sokolov, A. S. Chaus

#### FOUNDERS: Folium Publishing Company, Editorial Office

# SUBSCRIPTION INDEX

27847 («Pressa Rossii»)

#### ADDRESS

Bd. 6, 157, Dmitrovskoe sh., Moscow, 127411, Russia Folium Publishing Company, MiTOM Tel./Fax: +7 499 258 08 28; 8 916 062 37 72 E-mail: mitom@folium.ru http://www.mitom.folium.ru

#### PUBLISHER ADDRESS

Bd. 6, 157, Dmitrovskoe sh., Moscow, 127411, Russia Folium Publishing Company Tel./Fax: (499) 258 08 28 E-mail: info@folium.ru http://www.folium.ru

# METALLOVEDENIE

I TERMICHESKAYA OBRABOTKA METALLOV

No 11 (809), NOVEMBER, 2022

© Издательский дом «Фолиум», «Металловедение и термическая обработка металлов», 2022 г.

# METAJJOBELEHNE

И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

№ **I I** (809). ноябрь. 2022

# СОДЕРЖАНИЕ

#### ТЕРМИЧЕСКАЯ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ Обработка

Мушников А. Н., Путилова Е. А., Поволоцкая А. М., Горуле-	
ва Л. С. Влияние пластической деформации на структуру	
и магнитные свойства корпусной стали	. 3
Лаврентьев А. Ю., Дожделев А. М., Кондратьев С. Ю. Вли-	
яние поверхностного пластического деформирования на	
структуру и механические свойства рабочего слоя биме-	
таллического инструмента	. 11

## ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА И ПОКРЫТИЯ

Полунин А. В., Боргардт Е. Д., Черетаева А. О., Кацман А. В.,	
Криштал М. М. Влияние концентрации наночастиц SiO <sub>2</sub> в	
электролите на состав и свойства оксидных слоев, фор-	
мируемых плазменно-электролитическим оксидирова-	
нием на силумине АК7	8
Романов Д. А., Соснин К. В., Пронин С. Ю., Иванов Ю. Ф.,	
Громов В. Е. Структура и свойства электровзрывного мо-	
либденового покрытия, полученного на титановом сплаве	
BT6	2

#### ЧУГУНЫ

Макаренко К. В., Поддубный А. Н., Тарасов А. А. Литые функционально-градиентные материалы на основе хромистых белых чугунов для производства мелющих тел... 40

#### АЛЮМИНИЙ И ЕГО СПЛАВЫ

Афанасьев В. К., Попова М. В., Малюх М. А. Особенности структурообразования и свойства высоколегированных сплавов специального назначения системы AI – Si – Cu... **48** 

## АДДИТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ, ПОРОШКОВЫЕ И КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Шлярова Ю. А., Громов В. Е., Коновалов С. В., Иванов Ю. Ф. Влияние электронно-пучковой обработки на структуру, свойства и характер разрушения высокоэнтропийного Со – Сг – Fe – Mn – Ni–сплава

#### КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ И МАТЕРИАЛОВ

# **METALLOVEDENIE**

# I TERMICHESKAYA OBRABOTKA METALLOV

No 🚺 (809), NOVEMBER, **2022** 

# CONTENTS

#### THERMAL AND THERMOMECHANICAL TREATMENT

Mushnikov A. N., Putilova E. A., Povolotskaya A. M., Gorule-	
va L. S. Effect of plastic deformation on the structure and	
magnetic properties of hull steel	3
Lavrent'ev A. Y., Dozhdelev A. M., Kondrat'ev S. Yu. The effect	
of surface plastic deformation on the structure and mechani-	
cal properties of the working layer of a bimetallic tool	11

## THERMOCHEMICAL TREATMENT AND COATINGS

 Polunin A. V., Borgardt E. S., Cheretaeva A. O., Katsman A. V.,

 Krishtal M. M. Effect of concentration of SiO, nanoparticles in

 the electrolyte on the composition and properties of oxide

 layers formed by plasma-electrolytic oxidizing on silumin

 AK7
 ...

 AK7
 ...

 Romanov D. A., Sosnin K. V., Pronin S. Yu., Ivanov Yu. F., Gro 

 mov V. E. Structure and properties of electroexplosion mo 

 lybdenum coating deposited on titanium alloy VT6
 ...

## **CAST IRONS**

### ALUMINUM AND ALUMINUM ALLOYS

## ADDITIVE TECHNOLOGIES, POWDER AND COMPOSITE MATERIALS

#### CONTROL OF THE QUALITY OF PRODUCTION PROCESSES AND MATERIALS

Kazantseva N. V., Davydov D. I., Ezhov I. V., Merkushev A. G.,Koemets Yu. N. Analysis of nonmetallic inclusions in articlesfrom austenitic steel obtained using laser 3D printing.GOUmanskii A. A., Simachev A. S., Dumova L. V. Special featuresof microstructure of grinding balls produced from rejectedcontinuously cast rail steel billets of different chemical compositions.64

Сдано в набор 01.09.2022. Подписано к печати 20.10.2022

Формат 60×84 1/8. Бумага мелованная. Печать офсетная. Цена свободная

Усл. печ. л. 8,1. Уч.-изд. л. 9.9. Заказ 20/22

Оригинал-макет подготовлен в издательстве «Фолиум»

54

Отпечатано в типографии издательства «Фолиум» (127238, Москва, Дмитровское ш., 157, тел. (499)258–08–28, E-mail: info@folium.ru) Перепечатка материалов из журнала возможна при обязательном письменном согласовании с редакцией журнала.

За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель.

# АДДИТИВНЫЕ ТЕХНОПОГИИ, Порошковые и композиционные материалы

DOI: 10.30906/mitom.2022.11.54-59 УДК 669.017:620.18:669.018.2:533.9-12

# Влияние электронно-пучковой обработки на структуру, свойства и характер разрушения высокоэнтропийного Со – Сг – Fe – Mn – Ni-сплава

Ю. А. ШЛЯРОВА<sup>1</sup>, В. Е. ГРОМОВ<sup>1</sup>, д-р физ.-мат. наук, С. В. КОНОВАЛОВ<sup>1</sup>, д-р физ.-мат. наук,

Ю. Ф. ИВАНОВ<sup>2</sup>, д-р физ.-мат. наук

<sup>1</sup> Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия (gromov@physics.sibsiu.ru)

<sup>2</sup> Институт Сильноточной электроники СО РАН, г. Томск, Россия

Исследован высокоэнтропийный Co – Cr – Fe – Mn – Ni-сплав неэквиатомного состава, полученный по технологии проволочно-дугового аддитивного производства (WAAM). Проанализированы деформационные кривые при растяжении сплава в исходном состоянии и после электронно-пучковой обработки. Установлены зависимости параметров прочности и пластичности, нано- и микротвердости, трибологических свойств от плотности энергии пучка электронов. Анализ поверхности разрушения сплава после электронно-пучковой обработки наряду с областями с вязким механизмом разрушения выявил области с полосовой (пластинчатой) структурой. Обнаружено немонотонное изменение скалярной плотности дислокаций, достигающее максимального значения ~  $5,5 \cdot 10^{10}$  см<sup>-2</sup> на расстоянии 25 мкм от поверхности облучения. Показано, что электронно-пучковая обработка приводит к снижению прочностных и пластических свойств высокоэнтропийного сплава. Предположено, что дефекты, образующиеся в поверхностных слоях при этой обработке, могут быть одной из причин снижения прочности и пластичности сплава.

*Ключевые слова:* высокоэнтропийные сплавы; Со – Сг – Fe – Mn – Ni; аддитивные технологии; импульсный электронный пучок; элементный и фазовый состав; дефектная субструктура; свойства; поверхность разрушения.

#### ВВЕДЕНИЕ

В последнее время внимание ученых в области физического материаловедения привлекает новая система сплавов, известная как высокоэнтропийные сплавы (ВЭС), обладающие комплексом уникальных свойств [1-3]. Оригинальные результаты, полученные в области ВЭС, подробно рассмотрены в аналитических обзорах и монографиях [1, 4-8], где описаны микроструктура, свойства, термодинамика ВЭС, рассмотрены результаты моделирования их структуры и обсуждены новые варианты методов получения многокомпонентных сплавов. Исследования ВЭС показали, что при высокой энтропии системы возможно формирование наноразмерных структур и даже аморфных фаз вследствие значительных искажений решетки, обусловленных различием атомных радиусов элементов замещения.

Высокоэнтропийные сплавы системы Co – Cr – Fe – Mn – Ni способны сохранять структуру с гранецентрированной кубической (ГЦК) решеткой в широком диапазоне температур, а также обладают хорошим балансом прочности и пластичности. В работах [9, 10] показано, что эти сплавы одновременно демонстрирует увеличение прочности при комнатной температуре и вязкости при криогенной температуре (77 К) в результате доминирования двойникования в качестве механизма деформации.

Электронно-пучковая обработка (ЭПО) является одним из современных эффективных методов поверхностной модификации металлических материалов, способствующих значительному увеличению механических свойств всего материала за счет оптимизации структуры его поверхностного слоя [11]. Характеристики металлов и сплавов, подвергнутых облучению электронным пучком, могут вырасти в десятки раз, что значительно превышает эффективность традиционных видов обработки. В процессе облучения пучки электронов высокой плотности за чрезвычайно короткий промежуток времени вызывают различные процессы в поверхностном слое, такие как высокоскоростная рекристаллизация, сглаживание поверхности и отжиг [12].

Число работ, посвященных исследованию влияния ЭПО на высокоэнтропийные сплавы, до настоящего времени крайне ограничено. Так, в работе [13] показано, что износостойкость, микротвердость, нанотвердость и коррозионные свойства сплава системы Co – Cr – Fe – Ni – Мо значительно увеличились после обработки электронным пучком. Облучение высокоточным электронным пучком Ni – Co – Cr – Al - Y - Si-сплава в работе [14] привело к формированию плотного переплавленного поверхностного слоя и удалению исходных дефектов, возникших при лазерной наплавке. Авторами этой работы ранее было показано, что ЭПО вызывает гомогенизацию высокоэнтропийного сплава системы Co – Cr – Fe – Mn – Ni по химическому составу [15].

Цель настоящей работы — исследование влияния электронно-пучковой обработки на структурно-фазовое состояние, дефектную субструктуру, поверхность разрушения и свойства высокоэнтропийного Co – Cr – Fe – Mn – Ni-сплава.

#### МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

Исследовали высокоэнтропийный сплав системы Со - С - Fe - Мп - Ni элементного состава, изготовленный методом электродуговой аддитивной технологии (WAAM) [7]. Для получения этого сплава использовали в качестве исходного материала трехжильную проволоку, состоящую из чистой кобальтовой проволоки (≈ 99,9 ат. % Со) Ø0,47 мм; сварочной проволоки Autrod 16.95 (≈ 65,3 ат. % Fe, ≈ 19,6 ат. % Со, ≈ 7,3 ат. % Ni, ≈ 1,6 ат. % Si, ≈ 6,2 ат. % Мп), которая была предварительно утонена с Ø0,80 до Ø0,74 мм; хромоникелевую проволоку Ni80Cr20  $(\approx 22.5 \text{ at. }\% \text{ Cr}, \approx 1.5 \text{ at. }\% \text{ Fe}, \approx 72.1 \text{ at. }\% \text{ Ni},$ ≈ 0,8 ат. % Al, ≈ 2,9 ат. % Si, ≈ 0,2 ат. % Mn) Ø0,4 мм. Исходные проволоки скручивали с помощью специального скручивающего устройства. Диаметр комбинированного кабеля системы Co - Cr - Fe - Mn - Ni составил ≈ 1,25 мм, длина укладки 10 мм. Изготовление образцов осуществляли послойным нанесением высокоэнтропийного сплава на подложку из стали 12X18H10T с помощью технологии проволочно-дугового аддитивного производства в атмосфере инертного газа (≈ 99.99 % Аг).

Испытания на растяжение плоских пропорциональных образцов в виде двухсторонних лопаток (ГОСТ 1497–84) проводили на установке Instron 3369 с автоматической записью кривой растяжения; скорость испытаний 1,2 мм/мин; температура 22 °С. Образцы вырезали методами электроэрозионной резки из массивной WAAM-заготовки. Перед испытаниями образцы имели следующие размеры: толщина 1,05 мм; ширина 4,4 мм; длина рабочей части 8,0 мм. Часть образцов облучали электронным пучком с двух сторон (рабочая часть) в среде аргона при остаточном давлении 0,02 Па на установке "СОЛО" [16]. Режимы облучения: плотность энергии пучка электронов  $E_s = 10$ ; 15; 20; 25; 30 Дж/см<sup>2</sup>, длительность импульса пучка 50 мкс, количество импульсов 3, частота следования импульсов 0,3 с<sup>-1</sup>.

Элементный и фазовый состав сплава, состояние дефектной субструктуры изучали методами сканирующей электронной микроскопии (микроскопы "LEO EVO 50", Carl Zeiss с энергодисперсионным анализатором INCA-energy и TESCAN VEGA с энергодисперсионным анализатором INCAx-act) и просвечивающей электронной дифракционной микроскопии (прибор JEM 2100 фирмы JEOL).

#### РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Полученный высокоэнтропийный сплав имеет неэквиатомное соотношение элементов. Однако несмотря на это, картирование показало однородное распределение химических элементов в сплаве (рис. 1).

С целью определения однородности распределения элементов сплава по толщине слитка проводили микрорентгеноспектральный анализ участков образца, расположенных на различных расстояниях от подложки. Элементный состав сплава определяли с шагом ~ 4 мм. Результаты анализа показали высокий уровень однородности распределения химических элементов по толщине слитка.

Методами ПЭМ проводили исследования дефектной субструктуры, формирующейся при облучении образцов ВЭС импульсным электронным пучком. Показано, что в их поверхностном слое формируется неразориентированная ячеистая дислокационная субструктура. Размер ячеек изменяется в пределах от 400 до 600 нм. В объеме ячеек выявляются хаотически распределенные дислокации. В слое на расстоянии от поверхности облучения h = 25 мкм формируется неразориентированная ячеисто-сетчатая дислокационная субструктура. При h = 45 мкм наряду с ячеисто-сетчатой дислокационной субструктурой наблюдается субструктура, сформированная дислокациями, распределенными хаотически. При h = 120 - 130 мкм дислокационная структура соответствует исходной и состоит из хаотически распределенных дислокаций плотностью ~  $2,7 \cdot 10^{10}$  см<sup>-2</sup>.

Распределение скалярной плотности дислокаций по толщине облученного слоя представлено на рис. 2. Видно немонотонное изменение скалярной плотности дислокаций в облученном слое. Одной из причин такого эффекта может быть существенно неоднородное распределение дислокаций в слое, примыкающем к поверхности облучения, что связано с





*а* — в светлом поле (ПЭМ); *б* – *е* — в характеристическом рентгеновском излучении элементов; *ж* — энергетические спектры участка на рис. 1, *a*; *з* — гистограмма распределения дендритных зерен по размерам (средний размер зерна 7,7 мкм)

формированием ячеистой субструктуры, в которой часть дислокаций расположена в границах ячеек и не учитывается при оценке скалярной плотности дислокаций.

В исходном состоянии (до облучения) сплав обладает высоким уровнем пластичности (относительное удлинение превышает 70 %) и прочности (предел прочности достигает 500 МПа) (рис. 3, кривая 1). Облучение сплава импульсным электронным пучком в режиме высокоскоростного плавления и последующей высокоскоростной кристаллизации поверхностного слоя приводит к снижению прочности и пластичности сплава (рис. 3, кривая 2).

Параметр износа (величина, обратно пропорциональная износостойкости) уменьшился от



**Рис. 2.** Распределение скалярной плотности дислокаций  $\langle \rho \rangle$  по толщине (*h* — расстояние от поверхности облучения) высокоэнтропийного Co – Cr – Fe – Mn – Ni-сплава



**Рис. 3.** Кривые растяжении высокоэнтропийного Со – Сг – Fe – Мп – Ni-сплава в исходном состоянии (1) и после облучения импульсным электронным пучком с плотностью энергии  $E_s = 30 \text{ Дж/см}^2$  (2)

2,9 · 10<sup>-4</sup> мм<sup>3</sup>/(H · м) (исходный образец) до 0,69 · 10<sup>-4</sup> мм<sup>3</sup>/(H · м) (после ЭПО при 15 Дж/см<sup>2</sup>) (см. таблицу). Увеличение плотности энергии пучка электронов  $E_s$  от 20 до 30 Дж/см<sup>2</sup> привело к увеличению параметра износа, максимальное значение которого было достигнуто при  $E_s = 25$  Дж/см<sup>2</sup> и составило 2,8 · 10<sup>-4</sup> мм<sup>3</sup>/(H · м). Максимальный коэффициент трения ( $K_{\rm rp} = 0,7$ ) имели образцы, обработанные электронным пучком с плотностью энергии  $E_s = 15$  Дж/см<sup>2</sup>, а минимальный  $K_{\rm rp} = 0,585$  — образцы после облучения с  $E_s = 25$  Дж/см<sup>2</sup>.

Анализ структуры поверхности облучения и тонкого поверхностного слоя методами сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии показал, что высокоскоростное термическое воздействие, инициированное облучением, приводит к формированию в поверхностном слое структуры ячеистой кристаллизации. Ячейки имеют малоугловую разориентацию, о чем свидетельствует одинаковый контраст на изображении. Средний размер ячеек кристаллизации зависит от плотности энергии пучка

**Таблица**. Износостойкость высокоэнтропийного сплава после различных режимов ЭПО

$E_s$ , Дж/см <sup>2</sup>	П <sub>изн</sub> , 10 <sup>-4</sup> мм <sup>3</sup> /(Н · м)	K <sub>rp</sub>
БО	2,90	0,619
10	1,40	0,668
15	0,69	0,700
20	2,40	0,668
25	2,80	0,585
30	2,10	0,613

Обозначения:  $E_s$  — плотность энергии пучка электронов при ЭПО; БО — без облучения (исходный образец);  $\Pi_{\rm изн}$  — параметр износа;  $K_{\rm тp}$  — коэффициент трения.

электронов и увеличивается от 310 нм при  $E_s = 15 \text{ Дж/см}^2$  до 800 нм при  $E_s = 30 \text{ Дж/см}^2$ .

Анализ поверхности разрушения образцов, формирующейся при одноосном растяжении, показал, что толщина поверхностного слоя с ячеистой структурой составляет  $\approx 5$  мкм. Ячейки имеют форму, близкую к равноосной, и образуют столбчатую структуру (рис. 4, *a*). Следует отметить, что формирование структуры высокоскоростной кристаллизации приводит к появлению прослойки микропор вдоль границы раздела модифицированного слоя и основного металла. В модифицированном слое и прилегающей к нему области основного металла фиксируются микротрещины (рис. 4, *б*; микропоры и микротрещины показаны стрелками).

Термогравиметрический анализ, выполненный на приборе для синхронного термического анализа Setaram LabSys Evo, позволил установить температуры начала и окончания плавления полученного высокоэнтропийного сплава, которые составляют 1438,71 и 1449,74 °C соответственно.

Электронно-микроскопический анализ поверхности разрушения образцов, наряду с вязким ямочным характером излома, выявил присутствие в материале микропор, микрорасслоений и пустот. Указан-



**Рис. 4.** Структура кристаллизации поверхностного слоя в изломе высокоэнтропийного Со – Сг – Fe – Mn – Ni-сплава после испытаний на растяжение. Стрелками показаны: *a* — поверхность облучения; *б* — микротрещины и микропоры



**Рис. 5.** Поверхность разрушения высокоэнтропийного Co – Cr – Fe – Mn – Ni-сплава, подвергнутого облучению импульсным электронным пучком при  $E_s = 30 \text{ Дж/см}^2$  и последующей деформации растяжением:

*а* — в области полосы разрушения; б — вне полосы

ные дефекты материала часто наблюдаются в изломе в виде протяженных полос. Можно предположить, что такое расположенные дефектов обусловлено особенностями изготовления ВЭС системы Со – Сr – Fe – Mn – Ni.

Исследования поверхности разрушения образцов, предварительно облученных импульсным электронным пучком, выявили наряду с областями, разрушенными по вязкому механизму, участки полосовой (пластинчатой) структуры излома, характерное изображение которых приведено на рис. 5.

Полосы разрушения в большинстве случаев пересекают образец от верхней до нижней кромки и располагаются под углом 90 или 45° к поверхности образца. Разрушение образца в полосах также протекает по вязкому механизму. Диаметр ямок отрыва в полосах разрушения изменяется в пределах 0,1 – 0,2 мкм, что почти на порядок меньше диаметра ямок вязкого отрыва остальной части образца (рис. 5).

Проведенные исследования показали, что в ВЭС, не облученном импульсным электронным пучком, полосы разрушения материала не формируются. В облученном сплаве площадь полосового излома увеличивается с ростом плотности энергии пучка электронов. Так, при  $E_s = 10 \text{ Дж/см}^2$  области с полосовой структурой занимают  $\approx 25 \%$  от всей площади излома, а при  $E_s = 30 \text{ Дж/см}^2$  их площадь достигает уже  $\approx 65 \%$ . Можно предположить, что формирование полосовой структуры при разрушении ВЭС является одной из причин снижения прочности и пластичности материала в облученном состоянии.

Размеры кристаллитов слоя практически совпадают с размерами ячеек кристаллизации, указанными выше. Модифицированный электронным пучком объем ВЭС имеет двухслойное строение. На границе раздела поверхностного и подповерхностного слоев, а также подповерхностного слоя и основного металла располагаются микропоры. Подповерхностный слой и прилегающий к нему основной металл содержат микротрещины, расположенные преимущественно перпендикулярно к поверхности образца. В поверхностном слое такие трещины не обнаружены. Можно предположить, что дефекты, выявленные в поверхностном и подповерхностном слоях, формируются в результате упругих напряжений, возникающих при высокоскоростной закалке образцов после завершения термического воздействия пучка электронов. Данные дефекты также могут быть причиной снижения предельной прочности и пластичности материала в облученном состоянии.

#### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В работе исследован высокоэнтропийный Со – Сг – Fe – Mn – Ni-сплав (ВЭС) неэквиатомного состава, образцы которого изготовлены по технологии проволочно-дугового аддитивного производства (W-AAM). Сплав подвергали электронно-пучковой обработке (ЭПО) в течение 50 мкс при плотности энергии пучка 10 – 30 Дж/см<sup>2</sup>, частоте 0,3 с<sup>-1</sup> и числе импульсов 3. Проводили сравнительный анализ структуры, фазового состава, дефектной субструктуры, механических, трибологических свойств и поверхности разрушения ВЭС сплава перед и после электронно-пучковой обработки с использованием методов современного физического материаловедения.

Установлено, что сплав перед облучением является однофазным материалом, имеющим ГЦК-решетку. Облучение сплава импульсным электронным пучком приводит к существенному (в 6 раз — от 20 до 120 мкм) увеличению среднего размера зерна, формированию в поверхностном слое толщиной ≈ 5 мкм структуры высокоскоростной ячеистой кристаллизации с размером ячеек 400 – 550 нм и текстуры высокоскоростной кристаллизации расплавленного поверхностного слоя. Показано также, что облучение импульсным электронным пучком способствует формированию градиентной дислокационной субструктуры. В поверхностном слое образуется неразориентированная ячеистая дислокационная субструктура, в объеме ячеек которой наблюдаются хаотически распределенные дислокации. Выявлен вязкий характер разрушения ВЭС и формирование областей с пластинчатой структурой после ЭПО.

Исследования показали, что ЭПО может быть рекомендована для модифицирования поверхности высокоэнтропийного сплава системы Co – Cr – Fe – Mn – Ni.

Исследование выполнено при поддержке Российского научного фонда (проект № 20-19-00452) и Министерства науки и высшего образования Российской федерации в рамках проекта по соглашению № 075-15-2021-709, уникальный идентификатор проекта RF-2296.61321X0037 (проведение контрольных измерений).

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- George E. P., Curtin W. A., Tasan C. C. High entropy alloys: A focused review of mechanical properties and deformation mechanisms // Acta Materialia. 2020. V. 188. P. 435 – 474.
- Shivam V., Basu J., Pandey V. K. et al. Alloying behaviour, ther-mal stability and phase evolution in quinary AlCoCrFeNi high entropy alloy // Advanced Powder Technology. 2018. V. 29. P. 2221 – 2230.
- Ganesh U. L., Raghavendra H. Review on the transition from conventional to multi-component-based nano-high-entropy alloys-NHEAs // Journal of Thermal Analysis and Calorimetry. 2020. V. 139. P. 207 – 216.
- 4. Осинцев К. А., Громов В. Е., Коновалов С. В. и др. ВЭС: структура, механические свойства, механизмы деформации и применение // Известия вузов. Черная металлургия. 2021. № 4. С. 1 8.
- Gromov V. E., Konovalov S. V., Ivanov Yu. F., Osintsev K. A. Structure and properties of high-entropy alloys. Springer. Advanced Structured Materials. 2021. V. 107. 110 p.
- 6. Иванов Ю. Ф., Громов В. Е., Коновалов С. В., Шлярова Ю. А. Эволюция структуры AlCoCrFeNi высокоэнтро-

пийного сплава при облучении импульсным электронным пучком // Журнал технической физики. 2021. Т. 91, Вып. 12. С. 1971 – 1974.

- Osintsev K., Konovalov S., Zaguliaev D. Investigation of Co - Cr - Fe - Mn - Ni non-equiatomic high-entropy alloy fabricated by wire arc additive manufacturing // Metals. 2022. V. 12(2). P. 197 (11 p.).
- Osintsev K. A., Konovalov S. V., Gromov V. E. et al. Microstructure and mechanical properties of non-equiatomic Co<sub>25.4</sub>Cr<sub>15</sub>Fe<sub>37.9</sub>Mn<sub>3.5</sub>Ni<sub>16.8</sub>Si<sub>1.4</sub> high-entropy alloy produced by wire-arc additive manufacturing // Materials Letters. 2022. V. 312. P. 131675.
- Zhang T., Xin L., Wu F. et al. Microstructure and mechanical of Fe<sub>x</sub>CoCrNiMn high-entropy alloys // Journal of Materials Science and Technology. 2019. V. 35, No. 10. P. 2331 – 2335.
- Gludovatz B. A., Hohenwarter A., Catoor D. et al. Fracture-resistant high-entropy alloy for cryogenic applications // Science. 2014. V. 345, No. 6201. P. 1153 – 1158.
- Proskyrovsky D. I., Rotshtein V. P., Ozur G. E. et al. Physical foundations for surface treatment of materials with low energy, high current electron beams // Surface and Coatings Technology. 2000. V. 125, No. 1 – 3. P. 49 – 56.
- Konovalov S., Ivanov Y., Gromov V., Panchenko I. Fatigue-induced evolution of ALSI 310S steel microstructure after electron beam treatment // Materials. 2020. V. 13, No. 20. P. 4567.
- Lyu P, Peng T, Miao Y et al. Microstructure and properties of CoCrFeNiMo0.2 high-entropy alloy enhanced by high-current pulsed electron beam // Surface and Coatings Technology. 2021. V. 410. P. 126911.
- Cai J., Yao Y., Gao C. et al. Comparison of microstructure and oxidation behavior of NiCoCrAIYSi laser cladding coating before and after high-current pulsed electron beam modification // Journal of Alloys and Compounds. 2021. V. 881. P. 160651.
- 15. Osintsev K., Gromov V., Ivanov Y. et al. Evolution of structure in alcocrfeni high-entropy alloy irradiated by a pulsed electron beam // Metals. 2021. V. 11. P. 1228.
- 16. Коваль Н. Н., Иванов Ю. Ф. Наноструктурирование поверхности металлокерамических и керамических материалов при импульсной электронно-пучковой обработке // Известия вузов. Физика. 2008. № 5. С. 60 – 70.

Статья поступила в редакцию 30.06.2022 г.

#### $Effect \ of \ electron \ beam \ treatment \ on \ the \ structure, properties \ and \ nature \ of \ destruction \ of \ high-entropy \ Co-Cr-Fe-Mn-Ni \ allow \ structure, and \ and$

Yu. A. Shlyarova<sup>1</sup>, V. E. Gromov<sup>1</sup>, S. V. Konovalov<sup>1</sup>, and Yu. F. Ivanov<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Siberian Sate Industrial University, Novokuznetsk, Russia

<sup>2</sup> Institute of High-Current Electronics, of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences

 $\label{eq:Keywords: high-entropy alloys, Co-Cr-Fe-Mn-Ni, additive manufacturing, pulsed electron beam, chemical and phase composition, defective substructure, properties, fracture surface.$ 

A high-entropy Co - Cr - Fe - Mn - Ni alloy with a non-equiatomic composition obtained by the method of wire arc additive manufacturing (WAAM) is studied. The stress-strain curves due to tension of the alloy in the initial condition and after the electron-beam treatment are analyzed. The strength and ductility parameters, the nano- and microhardness, and the tribological properties are determined as a function of the energy density of the electron beam. Analysis of the fracture surface after the electron beam treatment and of the regions of ductile fracture shows the presence of a region with banded (lamel-lar) structure. The scalar dislocation density is shown to vary nonmonotonically and to attain a maximum value of ~  $5.5 \times 10^{10}$  cm<sup>-2</sup> at a distance of 25 µm from the irradiated surface. The electron beam treatment lowers the strength and ductility properties of the high-entropy alloy. It is assumed that the defects produced in the surface layer under such a treatment may be responsible for lowering of the strength and ductility of the alloy.