

Научная статья

1.3.8. Физика конденсированного состояния (физико-математические науки)

УДК 620.172.521.2

doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2024.04.003

**АНИЗОТРОПИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА СИСТЕМЫ
Ni–Cr–Al, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ДВУХПРОВОЛОЧНОГО
АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА****Елена Геннадьевна Астафурова^{1†}, Денис Олегович Астапов², Елена Андреевна Загибалова³,
Сергей Владимирович Астафуров⁴, Евгений Александрович Колубаев⁵**

^{1, 2, 3, 4, 5} Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, пр. Академический, 2/4, Томск, 634055, Россия

¹ elena.g.astafurova@ispms.ru[†], <https://orcid.org/0000-0002-1995-4205>

² denis.0612@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-1277-4180>

³ zagibalova.elena@ispms.ru, <https://orcid.org/0000-0002-2079-7198>

⁴ svastafurov@ispms.ru, <https://orcid.org/0000-0003-3532-3777>

⁵ eak@ispms.ru, <https://orcid.org/0000-0001-7288-3656>

Аннотация. В работе исследованы фазовый состав и механические свойства интерметаллического сплава системы Ni–Al–Cr, полученного с использованием двухпроволочного электронно-лучевого аддитивного производства. Заготовки сплава получали при одновременной подаче в ванну расплава промышленных проволок никромового сплава и алюминия. Показано, что полученный материал обладает неоднородной по фазовому составу дендритной микроструктурой, состоящей преимущественно из фаз на основе Ni₃Al и Ni₃Cr. При этом для полученного сплава характерна слабая анизотропия предела текучести и предела прочности на растяжение в интервале температур 300–1273 К и пластичности при температурах меньше 1073 К. При температурах механических испытаний более 1073 К образцы, ориентированные вдоль подложки, характеризуются большей пластичностью, чем те, ось растяжения которых совпадает с направлением роста, что связано с особенностями фазового состава и морфологии дендритов в аддитивно произведенном материале. Показано, что наилучшее сочетание прочности и пластичности в аддитивно произведенном сплаве системы Ni–Al–Cr наблюдается в интервале температур растяжения 673–873 К. Исследуемые интерметаллические сплавы разработаны для производства интерметаллических покрытий методом электронно-лучевого аддитивного производства.

Ключевые слова: электронно-лучевое аддитивное производство, сплав NiCr, Al, интерметаллид, механические свойства.

Благодарности: Исследования выполнены в рамках проекта государственного задания FWRW-2022-0005 с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН. Авторы выражают благодарность к.ф.-м.н. Рубцову В.Е. и к.ф.-м.н. Никонову С.Ю. за помощь в аддитивном производстве материала.

Для цитирования: Астафурова Е.Г., Астапов Д.О., Загибалова Е.А., Астафуров С.В., Колубаев Е.А. Анизотропия механических свойств интерметаллида системы Ni–Al–Cr, полученного методом двухпроволочного аддитивного производства // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2024. Т. 21, № 4. С. 428–439. doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2024.04.003.

Original article

ANISOTROPY OF MECHANICAL PROPERTIES OF INTERMETALLIC Ni–Al–Cr PRODUCED BY DUAL-WIRE ELECTRON-BEAM ADDITIVE MANUFACTURING

Elena G. Astafurova^{1†}, Denis O. Astapov², Elena A. Zagibalova³, Sergey V. Astafurov⁴,
Evgenii A. Kolubaev⁵

^{1, 2, 3, 4, 5} Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences, Akademicheskii Pr., 2/4, Tomsk, 634055, Russia

¹ elena.g.astafurova@ispms.ru[†], <https://orcid.org/0000-0002-1995-4205>

² denis.0612@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-1277-4180>

³ zagibalova.elena@ispms.ru, <https://orcid.org/0000-0002-2079-7198>

⁴ svastafurov@ispms.ru, <https://orcid.org/0000-0003-3532-3777>

⁵ eak@ispms.ru, <https://orcid.org/0000-0001-7288-3656>

Abstract. We investigated the phase composition and mechanical properties of an intermetallic alloy of the Ni–Al–Cr system obtained using a dual-wire electron beam additive manufacturing. Alloy billets were obtained by simultaneously feeding industrial wires of nichrome alloy and aluminum into the melting pool. It was shown that the resulting material has a dendritic microstructure that is heterogeneous in phase composition, consisting mainly of phases based on Ni₃Al and Ni₃Cr. In this case, the resulting alloy is characterized by a weak anisotropy of an yield strength and an ultimate tensile strength in the temperature range 300–1273 K and plasticity at temperatures below 1073 K. At mechanical test temperatures higher than 1073 K, samples oriented along the deposition direction are characterized by greater plasticity than those whose tensile axis coincides with the building direction, which is associated with the peculiarities of the phase composition and morphology of dendrites in the additively produced material. It has been shown that the best combination of strength and ductility in additively produced alloy of the Ni–Al–Cr system is observed in the tensile temperature range of 673–873 K. The intermetallic alloys under study are designed for the production of intermetallic coatings using electron beam additive manufacturing.

Keywords: electron-beam additive manufacturing, NiCr alloy, Al, intermetallic, mechanical properties.

Acknowledgements: The investigation was funded by the Government research assignment for ISPMS SB RAS (project FWRW-2022-0005) and conducted using the equipment of the ISPMS SB RAS («Nanotech» center). The authors thank Dr. V. Rubtsov and Dr. S. Nikonov for their assistance with the additive manufacturing of the materials.

For citation: Astafurova, E. G., Astapov, D. O., Zagibalova, E. A., Astafurov, S. V. & Kolubaev, E. A. (2024). Anisotropy of mechanical properties of intermetallic Ni–Al–Cr produced by dual-wire electron-beam additive manufacturing. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya (Basic Problems of Material Science (BPMS))*, 21(4), 428–439. (In Russ.). doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2024.04.003.

Введение

Интерметаллические сплавы широко применяются в промышленности и технике. Они обладают значительной твердостью, химической стойкостью, жаропрочностью и имеют более высокие температуры плавления, чем чистые металлы, входящие в их состав [1, 2]. Благодаря этому интерметаллиды, в частности интерметаллиды системы Ni–Al, стали одним из наиболее привлекательных материалов для эксплуатации при повышенных температурах [2–5]. Особый интерес представляет интерметаллический сплав Ni₃Al, который при сравнительно небольшой плотности обладает высокой жаростойкостью [6, 7]. Кристаллическая решетка этого интерметаллида является упорядо-

ченной сверхструктурой типа L1₂, в элементарной ячейке которой атомы алюминия занимают вершины куба, а атомы никеля – центры граней [8]. В отличие от сталей или чистых металлов механические свойства сплавов на основе Ni₃Al возрастают с увеличением температуры и достигают максимума в интервале 873–1273 K [9, 10], то есть наблюдается аномальная температурная зависимость прочностных характеристик, которая связана с особым механизмом движения дислокаций в упорядоченной γ' -фазе Ni₃Al [9, 10]. В частности, происходит образование «замороженных» комплексов, состоящих из сверхдислокаций, вышедших при деформации на новую плоскость скольжения, и дислокаций, оставшихся в первичной плоскости [10]. Предел текучести литого сплава Ni₃Al при ком-

натной температуре не превышает 110 МПа, а удлинение варьируется от 1,0 до 1,7 %, то есть его механические свойства при $T = 297$ К относительно невысокие [10]. На пике свойств при $T = 873$ - 1273 К предел текучести может достигать 600 МПа [9, 10].

Основные механизмы упрочнения сплава Ni_3Al связаны с формированием кристаллографической текстуры, твердорастворным упрочнением и созданием гетерофазной структуры с оптимальным значением несоответствия параметров кристаллических решеток γ - и γ' -фаз [11]. Наиболее эффективный способ повышения прочности интерметаллида Ni_3Al состоит в легировании различными элементами. Эффективность твердорастворного упрочнения определяется различием в электронном строении и размерах атомов алюминия или никеля и легирующих элементов [11]. Чем больше искажение структуры Ni_3Al , тем значительнее твердорастворное упрочнение при низких и умеренных температурах [11].

Широкие пределы легирования сплава Ni_3Al без нарушения фазовой стабильности позволяют использовать различные металлы в качестве легирующих добавок [12, 13]. Одним из таких металлов является Cr, размер атомов которого позволяет ему замещать оба компонента в соединении A_3B . Поэтому Cr, будучи введенным в сплав, способен повысить долю γ' -фазы в двухфазной $\gamma+\gamma'$ структуре сплавов системы Ni–Al [14].

Традиционные способы производства интерметаллических сплавов достаточно сложны и ресурсозатратны [15-17]. Кроме того, данные сплавы характеризуются плохой обрабатываемостью из-за высокой твердости и низкой пластичности. Поэтому перспективным методом получения конечных изделий из интерметаллических сплавов является 3D-печать (или аддитивное производство) [15]. Метод 3D-печати изделий заключается в послойном нанесении сырья (порошка или проволоки) и его плавлении с использованием электронного, электродугового или лазерного источника энергии, траектория движения которых задается системой автоматизированного проектирования [15-21]. Аддитивное производство по сравнению с традиционными методами (литьем, штамповкой и т.д.) позволяет создавать сложные по форме изделия различных размеров, в том числе крупногабаритные [15, 16].

С использованием метода проволочного электродугового аддитивного производства в работе [22] удалось получить заготовки интерметаллического сплава системы Ni–Al. По мере увеличения содержания Ni микроструктура получаемых заготовок изменялась в направлении роста от смеси NiAl/ Ni_3Al до более сложной композиции $Ni_3Al+\gamma-Ni/\gamma'-Ni_3Al$. При комнатной температуре предел текучести аддитивно выращенного интерметаллида Ni–Al достигал 100 МПа, предел прочности – 200 МПа. Эта работа показывает возможность получения интерметаллических сплавов методом аддитивного производства, причем свойства полученного материала мало уступают свойствам литого сплава Ni_3Al .

В работе [23] показана возможность получения интерметаллида системы Ni–Cr–Al методом электронно-лучевого аддитивного производства (ЭЛАП). Полученный сплав обладал гетерофазной структурой и представлял собой смесь фаз Ni_3Al и Ni_3Cr . Для данной системы в [23] установлена аномальная температурная зависимость прочностных свойств (предела текучести и предела прочности), максимальные значения которых получены при температуре 873 К – предел текучести 660 МПа, предел прочности – более 1000 МПа. Поскольку в процессе ЭЛАП возможно развитие процессов направленной кристаллизации и формирование столбчатых зерен [15], то остается актуальным вопрос об анизотропии механических свойств интерметаллических сплавов системы Ni–Cr–Al, полученных с помощью технологии электронно-лучевого аддитивного производства.

Цель работы – изучить механические свойства заготовок произведенного методом ЭЛАП сплава системы Ni–Cr–Al при одноосном статическом растяжении в интервале температур 297-1273 К в зависимости от ориентации образцов относительно направления роста.

Материалы и методы исследования

Заготовки интерметаллического сплава получали методом двухпроволочного электронно-лучевого аддитивного производства на лабораторной установке, разработанной в ИФПМ СО РАН (Томск, Россия) [24]. Они имели линейные размеры $30 \times 30 \times 40$ мм³.

Промышленные проволоки NiCr (сплав X20H80) и Al (сварочная проволока ESAB ОК Autrod 1070) подавались одновременно в ванну расплава и плавилась электронным пучком, при этом на подложку осаждалось 40 слоев сплава, каждый из которых формировался путем нанесения параллельных друг другу рядов материала (в плоскости параллельной подложки). Диаметр проволок составлял 1,2 мм, их химический состав приведен в таблице 1. Толщина одного слоя составляла 0,5-0,7 мм. Направление нанесения проволок не менялось в течение всего процесса 3D-печати. Соотношение скоростей подачи проволок NiCr:Al составляло 3:1. Далее по тексту полученный интерметаллидный сплав обозначен как «3NiCr+Al». Процесс аддитивного производства осуществлялся в вакуумной камере при ускоряющем напряжении 30 кВ и токе пучка 43 мА. В качестве подложки использовались пластины из стали 08Г2С. Для исключения ее влияния на состав получаемого сплава в процессе ЭЛАП на подложку предварительно осаждались пять барьерных слоев сплава NiCr.

Для исследования анизотропии механических свойств полученных методом ЭЛАП заготовок из их центральных частей вырезали две серии образцов в форме двойных лопаток с размерами рабочей части $12 \times 2,6 \times 1,4$ мм³ и осями растяжения, направленными вдоль направления роста (серия I на рис.1) и перпендикулярно им – параллельно подложке (серия II на рис.1). Все образцы были механически отшлифованы и отполированы с использованием наждачной бумаги и суспензии оксида алюминия.

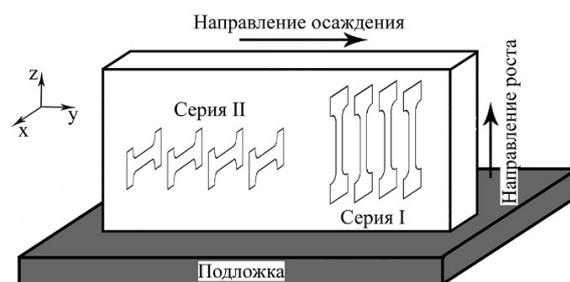


Рис.1. Схематическое изображение ориентации образцов на растяжение в аддитивно полученной заготовке

Fig.1. Scheme of the orientation of additive manufactured tensile samples

Изучение фазового состава проводилось для образцов, вырезанных в трех ортогональных плоскостях (XY, YZ и ZX, рис.1). Рентгеновский фазовый анализ проводился с использованием дифрактометра ДРОН 3М (Буревестник) с использованием $\text{Co-K}\alpha$ излучения в интервале углов $2\theta = 40\div 120^\circ$. Для проведения качественного фазового анализа полученные рентгенограммы расшифровывались с использованием программного обеспечения PowderCell с базой данных Powder Diffraction File (PDF). Исследование микроструктуры сплавов проводилось с использованием сканирующего электронного микроскопа (СЭМ, LEO EVO 50, Zeiss), оснащенного приставками для энергодисперсионной спектроскопии (ЭДС).

Механические испытания проводились на электромеханической машине LFM-125 (Walter + Bai AG, Швейцария) в интервале температур 297-1273 К с начальной скоростью деформации $5 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$. При каждой температуре проводилось испытание не менее 5 образцов.

Таблица 1. Химический состав проволок (в мас. %), использованных в процессе ЭЛАП

Table 1. Chemical composition (in mass. %) of the wires used for the EBAM process

Проволока	Химический элемент										
	Ni	Cr	Al	Fe	C	Si	Mn	S	P	Ti	Cu
NiCr	73-79	20-23	$\leq 0,2$	$\leq 1,5$	$\leq 0,1$	0,9-1,5	$\leq 0,7$	$\leq 0,02$	$\leq 0,03$	$\leq 0,3$	–
Al	–	–	$\geq 99,5$	$\leq 0,4$	–	$\leq 0,3$	$\leq 0,05$	–	–	$\leq 0,05$	$\leq 0,05$

Результаты и их обсуждение

На рисунке 2 представлены результаты рентгеноструктурного анализа образцов сплава «3NiCr+Al», вырезанных в разных сечениях по отношению к направлению роста заготовки.

Исследуемый интерметаллический сплав является гетерофазным. Линии рентгеновской дифракции с наибольшей интенсивностью принадлежат фазам Ni_3Cr , Ni_3Al и Ni, при этом фазы Ni_3Cr и Ni_3Al могут быть дополнительно легированы химическими элементами, входящи-

ми в состав проволок (Cr и Al). Наряду с $Ni_3(Cr, Al)$ рентгеновские линии могут быть также отнесены к эквиатомной фазе $NiAl$ и чистым металлам Al, Cr. Однако эти фазы не могут быть определены с полной достоверностью из-за малой интенсивности и недостаточного для анализа количества рентгеновских максимумов.

Сопоставление рентгенограмм для образцов с различной ориентацией по отношению к направлению роста заготовки показало, что фазовый состав их одинаков, но интенсивность и отношение интенсивностей рентгеновских линий, соответствующим основным фазам, разная (рис.2). Так, на рентгенограмме 3 (плоскость XY, перпендикулярная направлению роста заготовки, рис. 1) по сравнению с рентгенограммами 1 и 2 (ортогональные плоскости YZ и ZX, ориентированные вдоль направления роста, рис.1) наибольшей интенсивностью обладает линия (200) $Ni_3(Al, Cr)$. Следовательно, в исследуемых образцах имеет место преимущественное отражение от плоскостей типа (100). Полученные результаты согласуются с выявленными ранее особенностями направленной кристаллизации при аддитивном изготовлении материала Ti-6Al-4V, в котором при 3D-печати формируется текстура $\langle 001 \rangle$ [15]. Это означает, что образцы для растяжения серии I (ориен-

тированные вдоль направления роста заготовки, рис.1) будут обладать ярко выраженной текстурой, а ось растяжения у таких образцов будет совпадать с направлением $\langle 001 \rangle$ в большинстве зерен.

На рисунке 3 приведены СЭМ-изображения микроstructures исследуемых образцов в плоскости XZ (для других плоскостей структура аналогична). Анализ изображений показал, что в материале формируется дендритная микроstructure. Дендриты и междендритные области отличаются контрастом: светло-серые области на рисунке 3 являются дендритами, а темно-серые – междендритными участками. Часть межфазных границ «дендрит/междендрит» гладкая, а часть имеет «зубчатое» строение. Средняя ширина дендритной ламели составляет 10 мкм, но имеются участки с дендритами, поперечный размер ламелей которых не превышает 1 мкм (рис.3б,в). Стоит отметить, что из-за формирования такой дисперсной микроstructure анизотропия механических свойств в данной системе может быть подавлена, поскольку свободный пробег дислокаций будет ограничен не границами столбчатых зерен, характерных для аддитивно произведенных образцов [15], а границами между дендритными и междендритными областями.

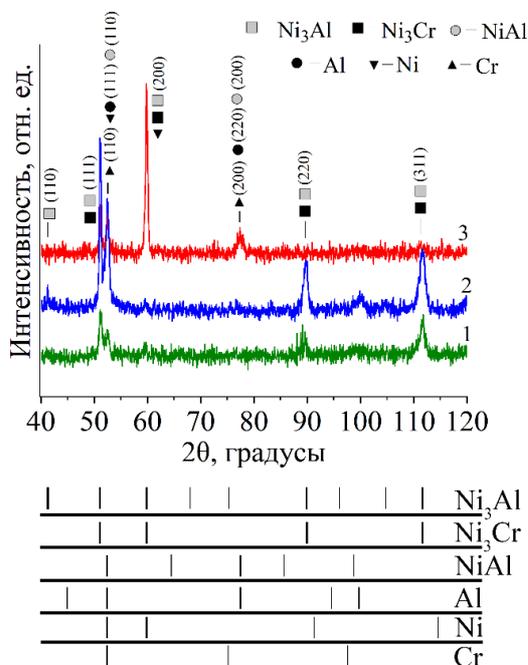


Рис.2. Рентгенограммы для образцов сплава «3NiCr+Al», полученных в разных сечениях заготовки (1 – плоскость YZ, 2 – плоскость ZX, 3 – плоскость XY); ориентация координатных осей показана на рис. 1

Fig.2. XRD patterns of «3NiCr+Al» alloy (1 – YZ plane, 2 – ZX plane, 3 – XY plane), the orientation of the coordinate axes is shown in Fig. 1

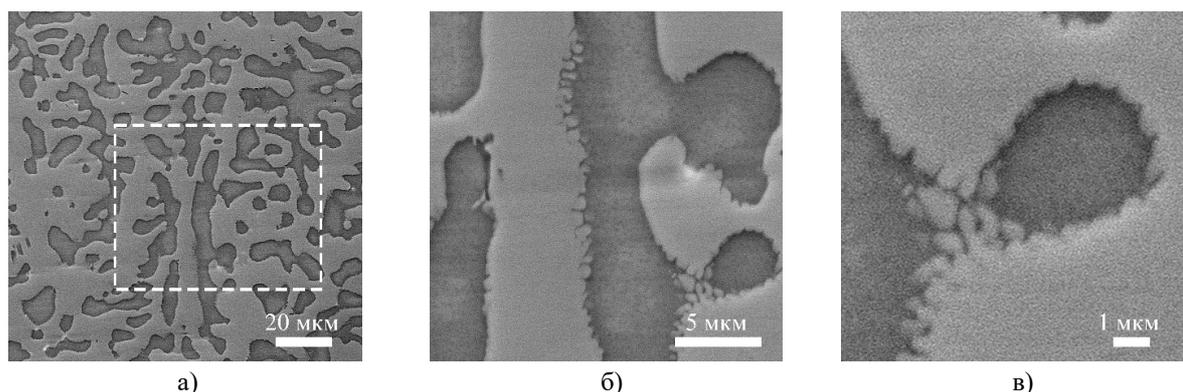


Рис.3. СЭМ-изображения микроструктуры образцов сплава «3NiCr+Al» (рис.1), полученные при разном увеличении (на изображении (а) пунктирной линией приведена область, приведенная на рис.4)

Fig.3. SEM images of the microstructure of the specimens of II series II of «3NiCr+Al» alloy, obtained with different magnification (at image (a) dotted line shows the area shown in Fig.4)

Данные ЭДС-анализа локальных участков микроструктуры исследуемых образцов представлены в таблице 2 и на рисунке 4. На СЭМ-изображениях поверхности образцов четко выделяются два типа областей с различным контрастом (рис.4а). Междендритные области обогащены по хрому: они вероятнее всего соответствуют фазе Ni_3Cr или смеси фаз $Ni_3(Cr, Al)$ + металл (Ni, Cr, Al). Слабый электроположительный хром занимает промежуточное положение по размеру изолированных атомов (атомный радиус $R_{Cr} = 0,128$ нм) между электроотрицательным Ni ($R_{Ni} = 0,124$ нм) и элек-

троположительным Al ($R_{Al} = 0,143$ нм) [25]. В связи с этим Cr в системе Ni–Al замещает преимущественно позиции Al (хотя есть данные о частичном замещении позиций Ni [14]). В Ni, Ni_3Al и NiAl обычно растворяется значительное количество хрома: по данным работы [25] – порядка 10 %. Причем в ГЦК ($L1_2$) решетке Ni_3Al растворимость хрома больше, чем, например, в ОЦК (B2) решетке NiAl, что может быть связано, как указывают авторы работы [25], со значительным влиянием не только размерного фактора (атомных радиусов), но и внутренних электронных оболочек.

Таблица 2. Результаты ЭДС-анализа локальных участков микроструктуры сплава «3NiCr+Al» (все фазы легированы компонентами сплава; возможно присутствие других фаз, но они не являются основными)

Table 2. Local areas EDS data of the «3NiCr+Al» alloy (all phases are alloyed with alloy components; the presence of other phases is possible, but they are not the main ones)

№ спектра	Ni, ат. %	Cr, ат. %	Al, ат. %	Основные предполагаемые фазы (ЭДС)	Фазы (PCA)
1	61,7	9,5	28,8	Смесь Ni + $Ni_3(Al, Cr)$	Ni_3Al, Ni_3Cr, Ni
2	61,1	28,4	10,5	$Ni_3(Cr, Al)$	

Дендритные области обогащены по алюминию, поэтому они могут быть идентифицированы как смесь фаз $Ni_3(Al, Cr)$ + Ni (с учетом ограничения измерения концентрации легких элементов ЭДС-методом) (рис.4а). ЭДС-карты распределения элементов (рис.4б,вг) демонстрируют, что Ni в образцах сплава «3NiCr+Al» распределен однородно по всей области сканирования, Cr сконцентрирован в междендритных областях, а Al – в дендритах. Таким образом, данные ЭДС-анализа хорошо коррелируют с результатами рентгенофазовых исследований и полученными в работе [23] данными.

На рисунках 5 и 6 приведены диаграммы растяжения в инженерных координатах и температурные зависимости механических свойств (удлинения до разрыва (δ), предела текучести ($\sigma_{0.2}$) и предела прочности (σ_B)) образцов сплава «3NiCr+Al» с разной ориентацией оси растяжения по отношению к направлению роста заготовки (серий I и II). На рисунке 6 данные для механических свойств усреднены по результатам растяжения пяти образцов для каждой температуры механических испытаний.

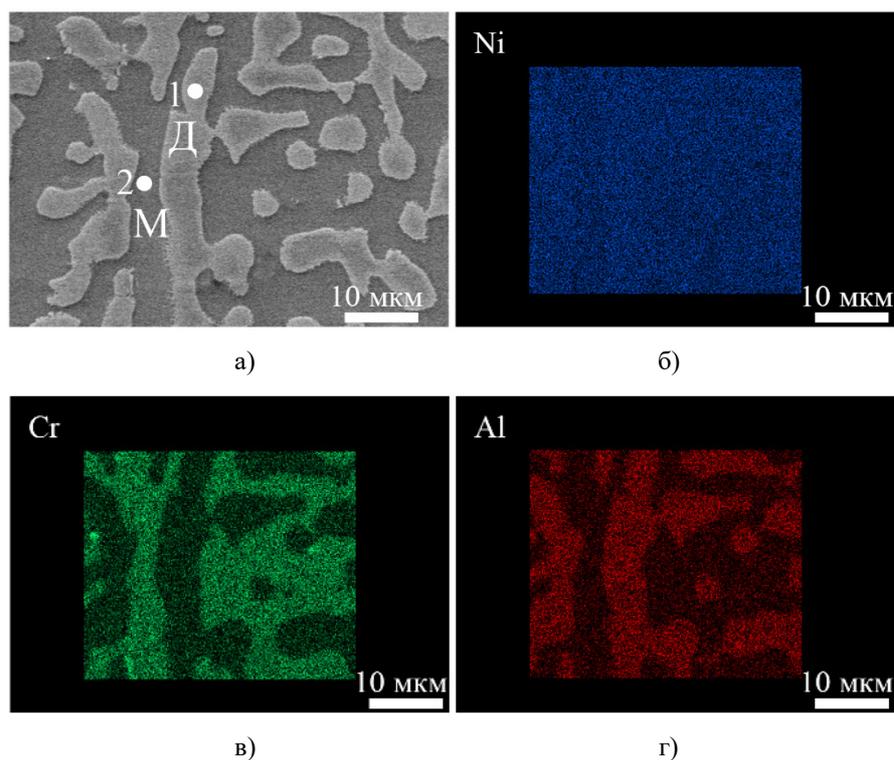


Рис.4. СЭМ-изображение и ЭДС-карты сплава «3NiCr+Al»: а – СЭМ-изображение микроструктуры с указанием областей ЭДС-анализа; б – карта распределения Ni; в – карта распределения Cr; г – карта распределения Al

Fig.4. EDS maps of the «3NiCr+Al» alloy: a – SEM image of the microstructure with the points of EDS analysis; b – Ni distribution map; c – Cr distribution map; d – Al distribution map

В области температур растяжения $T < 673$ К образцы обеих серий характеризуются низкой пластичностью, и они разрушаются хрупко на начальных стадиях пластического деформирования (удлинение до разрыва не превышает 4 %, рис.5 и рис.6а). При этом образцы серии II при $T < 673$ К характеризуются минимальной пластичностью ($\delta_{II} < 1$ %). При $T < 873$ К величины удлинения до разрыва образцов серии II до 6 раз меньше, чем для образцов серии I (рис.5а). Однако, с учетом малости значений удлинений до разрыва, указанные различия можно считать незначительными. При повышенных температурах механических испытаний ($T > 673$ К) образцы сплава «3NiCr+Al» деформируются пластически, а величина удлинения до разрыва увеличивается с ростом температуры (рис.5 и рис.6а). Так при $T = 1273$ К удлинение до разрыва для образцов I и II серий составляет $\delta_I = 28$ % и $\delta_{II} = 38$ % соответственно. При этом при $T > 1073$ К образ-

цы серии II характеризуются большей пластичностью, чем образцы, ось которых совпадает с направлением роста заготовки (серия I).

Значения предела текучести для образцов сплава «3NiCr+Al» слабо возрастают с ростом температуры до 673 К (от 650 МПа до 713 МПа для образцов серии I и от 695 МПа до 730 МПа для образцов серии II, рис.5 и рис.6б). Дальнейшее увеличение температуры механических испытаний ($T > 673$ К) приводит к уменьшению предела текучести для образцов обеих серий. При этом различия в величине предела текучести между образцами, по-разному ориентированными по отношению к направлению роста заготовки, невелико: не превышает 7 % (рис.6б). Необходимо отметить, что слабый рост $\sigma_{0,2}$ с увеличением температуры растяжения до 673 К является проявлением аномальной температурной зависимости предела текучести, характерной для сплавов системы Ni_3Al [25-27].

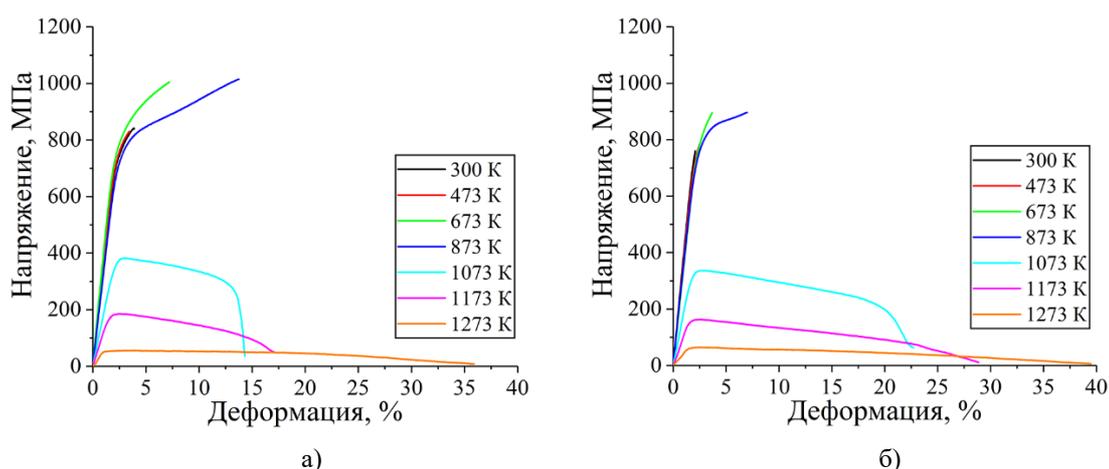


Рис.5. Диаграммы растяжения в инженерных координатах для сплава «3NiCr+Al»: а – образцы серии I; б – образцы серии II

Fig.5. Tensile “engineering stress – engineering strain” diagrams of the «3NiCr+Al» alloy: а – series I samples; б – series II samples

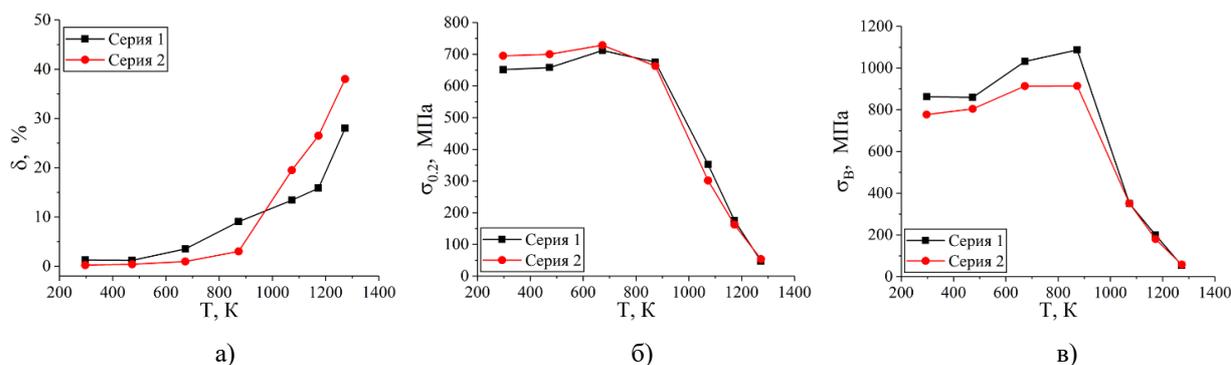


Рис.6. Температурная зависимость механических свойств сплава «3NiCr+Al»: а – удлинение до разрушения; б – предел текучести; в – предел прочности

Fig.6. The temperature dependence of the mechanical properties of the «3NiCr+Al» alloy: а – elongation-to-failure; б – yield strength; в – ultimate tensile stress

Температурная зависимость предела прочности на растяжение σ_B ведет себя аналогично температурной зависимости предела текучести, однако значения $\sigma_B(T)$ для обеих серий образцов возрастают вплоть до температуры растяжения 873К (рис.6б,в). Это связано с тем, что при данной температуре увеличивается пластичность образцов (рис. 6 а) при незначительном снижении предела текучести (рис.6б). Увеличение протяженности стадии пластического течения позволяет образцам выдерживать большие нагрузки, что сопровождается увеличением прочности. При этом меньшие значения удлинений до разрыва для образцов серии II в температурном интервале $T < 873$ К, по сравнению с образцами серии I (рис.6а) приводят к соответствующему снижению прочности образцов серии II, ориентированных параллельно

подложки (рис.6в). Необходимо также отметить, что различия величин σ_B для образцов двух серии при $T < 873$ К также невелики и не превышают 16%. Максимальные различия (при $T = 873$ К) составляет 173МПа (914 МПа для серии II, 1087МПа для серии I).

Таким образом, полученные результаты свидетельствуют о том, что аддитивно произведенная заготовка сплава «3NiCr+Al» характеризуется незначительной анизотропией прочностных характеристик (в исследуемом интервале температур различия не превышают 7 % для предела текучести и 16 % для предела прочности). Основные отличия выявлены для величины пластичности в области высоких температур ($T > 1073$ К), при которых удлинения образцов серии II могут быть до 60 % выше, чем для образцов, ось которых совпадает с

направлением роста (серия I). Выявленные отличия связаны с особенностями дендритной структуры полученного материала. В образцах серии I ось растяжения совпадает с направлением роста заготовки, то есть с длинной осью вытянутых зерен и основными (первичными) ветвями дендритов на основе хрупкой фазы Ni_3Al . То есть в таких образцах, дендритные ветви непрерывны вдоль оси растяжения, и даже при высоких температурах они не могут испытывать больших пластических деформаций. В то же время структура образцов серии II состоит из большого количества «поперечных срезов» столбчатых зерен, дендритов и междендритных промежутков, представленных преимущественно фазой Ni_3Cr , которая характеризуется большей пластичностью по сравнению с фазой Ni_3Al (рис.3а). Это позволяет образцам серии II при высоких температурах испытывать большие удлинения. Необходимо подчеркнуть, что независимо от ориентации образцов в заготовке наилучшее сочетание прочности и пластичности наблюдается в интервале температур растяжения 673–873 К.

Выводы

1. Установлено, что в результате электронно-лучевого аддитивного производства интерметаллида системы Ni–Al–Cr с использованием промышленных проволок NiCr и Al, формируется неоднородная по фазовому составу дендритная микроструктура. Основными фазами в дендритных и междендритных областях являются фазы Ni_3Al и Ni_3Cr , легированные соответственно хромом и алюминием. Вдоль направления роста заготовки формируется текстура $\langle 001 \rangle$.

2. Ориентация оси растяжения по отношению к направлению роста в полученном аддитивным методом сплаве Ni–Al–Cr слабо влияет на температурную зависимость механических характеристик при растяжении в интервале температур 300–1273 К. В области повышенных температур механических испытаний ($T > 1073$ К) пластичность образцов, ориентированных вдоль подложки, в 1,6 раза выше, чем в образцах с осью растяжения, совпадающей с направлением роста. Установлено, что такие особенности механического поведения полученного материала связаны с формированием дендритной микроструктуры.

Исследуемые интерметаллические сплавы разработаны для производства интерметаллических покрытий методом электронно-лучевого аддитивного производства.

Список литературы

1. Беляев А.И., Романова А.И., Бочвар О.С., Походаев А.С., Буйнов С.С. и др. Алюминиевые сплавы. Металловедение алюминия и его сплавов: справочное руководство. М.: Металлургия, 1971. 352 с.
2. Chester T. Sims, Norman S. Stoloff, William C.H. Superalloys II: High-Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power. Wiley, 1987. 640 p.
3. Ramandhany S., Sugiarti E., Desiati R.D., Martides E., Junianto E. et al. The effect of silicon as a reactive element for NiCrAl coating performance on hastelloy substrate // IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. 2018. V. 432. Art. 012017.
4. Fritscher K., Kröder C.-J., Schulz U Adherence and Failure of an EB-PVD 7YSZ Coating on a β/γ -NiCrAl Substrate: A Pilot Study // Oxidation of Metals. 2016. V. 86. P. 279–298.
5. Azimi Yancheshmeh D., Esmailian M., Shirvani K. Microstructural and oxidation behavior of NiCrAl super alloy containing hafnium at high temperature // International Journal of Hydrogen Energy. 2018. V. 43. P. 5365–5373.
6. Овчаренко В.Е., Боянгин Е.Н., Мышляев М.М., Иванов Ю.Ф., Иванов К.В. и др. Формирование мультисеренной структуры и ее влияние на прочность и пластичность интерметаллического соединения Ni_3Al // Физика твердого тела. 2015. Т. 57. С. 1270–1276.
7. Wu Y., Li C., Li Y., Wu J., Xia X. et al. Effects of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of Ni_3Al -based superalloys: A review // International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials. 2021. V. 28. P. 553–566.
8. Zhao T., Wang W.Y., Zhao Y., Li P., Zhang Y. et al. Revealing sulfur- and phosphorus-induced embrittlement and local structural phase transformation of superlattice intrinsic stacking faults in L_{12} - Ni_3Al // Journal of Materials Science. 2022. V. 57. P. 1–14.
9. Drozdov A.A., Povarova K.B., Bazyleva O.A., Antonova A.V., Bulakhtina M.A. et al. Intermetallic alloys based on γ' - Ni_3Al . Part I. Features of the structure, formation of $(\gamma'+\gamma)$ structures and alloying // Perspektivnye Materialy. 2023. V. 9. P. 5–25.

10. Ковтунов А.И., Мямин С.В. Интерметаллидные сплавы: электронное учебное пособие. Тольятти: ТГУ, 2018. 77 с.
11. Базылева О.А., Аргинбаева Э.Г., Унчинова М.В., Костенко Ю.В. Влияние высокотемпературного отжига на структуру и свойства сплавов на основе интерметаллида Ni₃Al // Вестник МГТУ им. Баумана. 2016. Т. 106, № 1. С. 112–122.
12. Huijuan Z., Yun X., Lixi T., Xiao P. Discontinuous oxidation in wet air of T91 with a novel Al₂O₃-forming NiCrAl nanocomposite coating in as-deposited and pre-oxidized states // Surface and Coatings Technology. 2022. V. 449. Art. 128937.
13. Li J.Q., Gu K.M., Tang J.N., Xie S.-H., Zhuang Y.H. et al. Al₂O₃–NiCrAl composites and functional gradient materials fabricated by reactive hot pressing // Materials Chemistry and Physics. 2006. V. 97. P. 31–36.
14. Decker R.F., Bieber C.G. Symposium on electron Metallography // ASTM STP. 1966. Art. 262.
15. Frazier W. Metal Additive Manufacturing: A Review // Journal of Materials Engineering and Performance. 2014. V. 23. P. 1917–1928.
16. Cunningham C., Flynn J., Shokrani A., Dhokia V., Newman S.T. et al. Invited review article: Strategies and Processes for High Quality Wire Arc Additive Manufacturing // Additive Manufacturing. 2018. V. 22. P. 672–686.
17. Shunyu L., Shin Y. Additive manufacturing of Ti6Al4V alloy: A review // Materials & Design. 2018. V. 164. Art. 107552.
18. Ding D., Zengxi P., Dominic C., Li H. Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2015. V. 81. P. 465–481.
19. Utela B., Storti D., Anderson R., Ganter M. A review of process development steps for new material systems in three dimensional printing (3DP) // A review of process development steps for new material systems in three dimensional printing (3DP). 2008. V. 10. P. 96–104.
20. Osipovich K., Kalashnikov K., Chumaevskii A., Gurianov D., Kalashnikova T. et al. Wire-Feed Electron Beam Additive Manufacturing: A Review // Metals. 2023. V. 13 (2). Art. 279.
21. Reunova K., Zagibalova E., Astapov D., Astafurov S.V., Kolubaev E.A. et al. Microstructure, Phase Composition, and Microhardness of the NiCr/Al Gradient Material Produced by Wire-Feed Electron-Beam Additive Manufacturing // Russian Physics Journal. 2023. V. 66. P. 341–349.
22. Meng Y., Li J., Gao M., Zeng X. Microstructure characteristics of wire arc additive manufactured Ni–Al intermetallic compounds // Journal of Manufacturing Processes. 2021. V. 68. P. 1–15.
23. Astafurova E., Reunova K., Zagibalova E., Astapov D., Astafurov S. et al. Microstructure, Phase Composition, and Mechanical Properties of intermetallic Ni–Al–Cr Material Produced by Dual-Wire Electron-Beam Additive Manufacturing // Metals. 2024. V. 14, N 1. P. 341–349.
24. Колубаев Е.А., Рубцов В.Е., Чумаевский А.В., Астафурова Е.Г. Научные подходы к микро-, мезо- и макроструктурному дизайну объемных металлических и полиметаллических материалов с использованием метода электронно-лучевого аддитивного производства // Физическая мезомеханика. 2022. Т. 25, № 4. С. 5–18.
25. Колобов Ю.Р., Каблов Е.Н., Козлов Э.В., Конева Н.А., Поварова К.Б. и др. Структура и свойства интерметаллидных материалов с нанозональным упрочнением. М.: МИСиС, 2008. 326 с.
26. Попов Л.Е., Конева Н.А., Терешко И.В. Деформационное упрочнение упорядоченных сплавов. М.: Наука, 1979. 255 с.
27. Старенченко В.А., Соловьева Ю.В., Старенченко С.В., Ковалевская Т.А. Термическое и деформационное упрочнение монокристаллов сплавов со сверхструктурой L1₂. Томск: науч.-тех. лит., 2006. 290 с.

Информация об авторах

Е. Г. Астафурова – доктор физико-математических наук, доцент, заведующая лабораторией физики иерархических структур в металлах и сплавах Института физики прочности и материаловедения СО РАН.

Д. О. Астапов – инженер Института физики прочности и материаловедения СО РАН.

Е. А. Загibalова – младший научный сотрудник Института физики прочности и материаловедения СО РАН.

С. В. Астафуров – кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник Института физики прочности и материаловедения СО РАН.

Е. А. Колубаев – доктор технических наук, профессор, директор Института физики прочности и материаловедения СО РАН.

References

1. Belyaev, A. I., Romanova, A. I., Bochvar, O. S., Pokhodayev, A. S. & Buynov, S. S. i dr. (1971). Alyuminiyevye splavy. Metallovedenie alyuminiya i ego splavov: spravochnoe rukovodstvo. M.: Metallurgiya. P. 352. (In Russ.).
2. Chester, T. S., Norman, S. S. & William, C. H. (1987). Superalloys II: High-Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power. Wiley. P. 640.
3. Ramandhany, S., Sugiarti, E., Desiati, R. D., Martides, E. & Junianto, E. et al. (2018). The effect of silicon as a reactive element for NiCrAl coating performance on hastelloy substrate. *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.*, 432, Art. 012017.
4. Fritscher, K., Kröder, C.-J. & Schulz, U. (2016). Adherence and Failure of an EBPVD 7YSZ Coating on a β/γ -NiCrAl Substrate: A Pilot Study. *Oxidation of Metals*, 86, 279–298.
5. Azimi Yancheshmeh, D., Esmailian, M. & Shirvani, K. (2018). Microstructural and oxidation behavior of NiCrAl super alloy containing hafnium at high temperature. *International Journal of Hydrogen Energy*, 43, 5365–5373.
6. Ovcharenko, V. E., Boyangin, E. N., Myshlyayev, M. M., Ivanov, Yu. F. & Ivanov, K. V. i dr. (2015). Formirovanie mul'tizerennoj struktury i ee vliyanie na prochnost' i plastichnost' intermetallicheskogo soedineniya Ni_3Al . *Fizika tverdogo tela*, 57, 1270–1276. (In Russ.).
7. Wu, Y., Li, C., Li, Y., Wu, J. & Xia, X. et al. (2021). Effects of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of Ni_3Al -based superalloys: A review. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, 28, 553–566. (In Russ.).
8. Zhao, T., Wang, W. Y., Zhao, Y., Li, P. & Zhang, Y. et al. (2022). Revealing sulfur- and phosphorus-induced embrittlement and local structural phase transformation of superlattice intrinsic stacking faults in L1_2 - Ni_3Al . *Journal of Materials Science*, 57, 1–14.
9. Drozdov, A. A., Povarova, K. B., Bazyleva, O. A., Antonova, A. V. & Bulakhtina, M. A. et al. (2023). Intermetallic alloys based on γ' - Ni_3Al . Part I. Features of the structure, formation of $(\gamma'+\gamma)$ structures and alloying. *Perspektivnye Materialy*, 9, 5–25.
10. Kovtunov, A. I. & Myamin, S. V. (2018). Intermetallidnye splavy: elektronnoe uchebnoe posobie. Tol'yatti: TGU. P. 77. (In Russ.).
11. Bazyleva, O. A., Arginbaeva, E. G., Unchikova M. V. & Kostenko, Yu. V. (2016). Vliyanie vysokotempera-turnogo otzhiga na strukturu i svoystva splavov na osnove intermetallida Ni_3Al . *Vestnik MGTU im. Baumana*, 106(1), 112–122. (In Russ.).
12. Zhen, H., Xie, T., Tian, L. & Peng, X. (2022). Discontinuous oxidation in wet air of T91 with a novel Al_2O_3 -forming NiCrAl nanocomposite coating in as-deposited and pre-oxidized states. *Surface and Coatings Technology*, 449, Art. 128937.
13. Li, J. Q., Gu, K. M., Tang, J. N., Xie, S.-H. & Zhuang, Y. H. et al. (2006). Al_2O_3 -NiCrAl composites and functional gradient materials fabricated by reactive hot pressing. *Materials Chemistry and Physics*, 97, 31–36.
14. Decker, R. F. & Bieber, C. G. (1966). Symposium on electron Metallography. *ASTM STP.*, Art. 262.
15. Frazier, W. (2014). Metal Additive Manufacturing: A Review. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 23, 1917–1928.
16. Cunningham, C., Flynn, J., Shokrani, A., Dhokia, V. & Newman, S. T. et al. Invited review article: Strategies and Processes for High Quality Wire Arc Additive Manufacturing. *Additive Manufacturing*, 22, 672–686.
17. Shunyu, L. & Shin, Y. (2018). Additive manufacturing of Ti6Al4V alloy: A review. *Materials & Design*, 164, Art. 107552.
18. Donghong, D., Pan, Z., Cuiuri, D. & Li, H. (2015). Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 81, 465–481.
19. Utela, B., Storti, D., Anderson, R. & Ganter, M. (2008). A review of process development steps for new material systems in three dimensional printing (3DP). *A review of process development steps for new material systems in three dimensional printing (3DP)*, 10, 96–104.
20. Osipovich, K., Kalashnikov, K., Chumaevskii, A., Gurianov, D. & Kalashnikova, T. et al. (2023). Wire-Feed Electron Beam Additive Manufacturing: A Review. *Metals*, 13, Art. 279.
21. Reunova, K., Zagibalova, E., Astapov, D., Astafurov, S. V. & Kolubaev, E. A. et al. (2023). Microstructure, Phase Composition, and Microhardness of the NiCr/Al Gradient Material Produced by Wire-Feed Electron-Beam Additive Manufacturing. *Russian Physics Journal*, 66, 341–349.

22. Meng, Yu., Li, J., Gao, M. & Zeng, X. (2021). Microstructure characteristics of wire arc additive manufactured Ni–Al intermetallic compounds. *Journal of Manufacturing Processes*, 68, 1–15.
23. Astafurova, E., Reunova, K., Zagibalova, E., Astapov, D. & Astafurov, S. et al. (2024). Microstructure, Phase Composition, and Mechanical Properties of intermetallic Ni–Al–Cr Material Produced by Dual-Wire Electron-Beam Additive Manufacturing. *Metals*, 14, 341–349.
24. Kolubaev, E. A., Rubcov, V. E., Chumaevskii, A. V. & Astafurova, E. G. (2022). Nauchnye podhody k mikro-, mezo- i makrostrukturnomu dizajnu ob'emnyh metallicheskih i polimetallicheskih materialov s ispol'zovaniem metoda elektronno-lucheвого аддитивного производства. *Fizicheskaya mezomekhanika*, 25(4), 5–18. (In Russ.).
25. Kolobov, Yu. R., Kablov, E. N., Kozlov E. V., Koneva, N. A. & Povarova K. B. i dr. (2008). Структура и свойства интерметаллических материалов с наноразмерной структурой. М.: МИСиС. P. 326. (In Russ.).
26. Popov, L. E., Koneva, N. A. & Tereshko, I. V. (1979). Деформационное упрочнение упорядоченных сплавов. М.: Наука. P. 255. (In Russ.).
27. Starenchenko, V. A., Solov'eva, Yu. V., Starenchenko, S. V. & Kovalevskaya, T. A. (2006). Термическое и деформационное упрочнение монокристаллов сплавов со сверхструктурой L1₂. Томск: науч.-тех. лит. P. 290. (In Russ.).

Information about the authors

E. G. Astafurova – Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Docent, Head of the Laboratory of Physics of Hierarchical Structures in Metals and Alloys of the Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS.

D. O. Astapov – Engineer, Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS.

E. A. Zagibalova – Junior Research Assistant, Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS.

S. V. Astafurov – Candidate of Physical and Mathematical Sciences, Senior Researcher, Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS.

E. A. Kolubaev – Doctor of Technical Sciences, Professor, Director of the Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS.

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.
The authors declare that there is no conflict of interest.

Статья поступила в редакцию 02.09.2024; одобрена после рецензирования 07.10.2024; принята к публикации 02.12.2024.

The article was received by the editorial board on 02 Sept. 2024; approved after reviewing 07 Oct. 2024; accepted for publication 02 Dec. 2024.