

Научная статья

1.3.8. Физика конденсированного состояния (физико-математические науки)

УДК 536.425:539.25:539.351

doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2025.02.011

ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ КВАЗИАМОРФНЫХ ЛЕНТ МАГНИТОМЯГКИХ СПЛАВОВ

Александр Петрович Семин¹, Виктор Евгеньевич Громов¹, Юрий Федорович Иванов²,
Сергей Викторович Панин³, Борис Александрович Корниенков⁴,
Павел Сергеевич Могильников⁵, Илья Дмитриевич Селиванов¹

¹Сибирский государственный индустриальный университет, ул. Кирова, 42, 654006, Новокузнецк, Россия

²Институт сильноточной электроники СО РАН, пр. Академический, 2/3, 634055, Томск, Россия

³Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, пр-т Академический, 2/4, 634055, Томск, Россия

⁴Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина, ул. Радио 23/9, 105005, Москва, Россия

⁵Университет науки и технологий МИСИС, 119049, г. Москва, Ленинский проспект, д. 4, стр. 1.

¹syomin53@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-3989-7420>

¹gromov@physics.sibsiu.ru, <https://orcid.org/0000-0002-5147-5343>

²yufi55@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0001-8022-7958>

³paninsergey71@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0001-7623-7360>

⁴b.kornienkov@chermet.net, <https://orcid.org/>

⁴pavel_mog@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-6409-5884>

¹ilyselivanov@mail.ru, <https://orcid.org/0009-0002-1643-5263>

Аннотация. Закалкой из расплава (спиннингованием) получена лента магнитомягкого сплава Fe-Ni-Si-B (2НСР), легированного медью и ниобием. Используя методы современного физического материаловедения, проведено изучение механических и магнитных свойств и структурно-фазовых состояний сплава. Временное сопротивление разрыву для ленты 2НСР составляет 615 МПа при низкой величине удлинения до разрушения $\epsilon_p = 0,68\%$, модуль упругости составляет $E = 91$ ГПа. Методом DIC (Digital Image Correlation) с помощью программы «VIC 2D» (Correlated Solution Inc., США) на основе оптического экстензометра построены поля распределения продольной и поперечной компонент деформаций. Съемка велась с частотой 1Гц при нагружении вдоль направления спиннингования. Проанализировано распределение элементного состава ленты методом микрорентгеноспектрального анализа и выявлены неоднородности по меди и углероду. Методами сканирующей электронной микроскопии при изучении поверхности разрушения установлено морфологическое двухслойное строение ленты, с которым связана наблюдаемая макролокализация из-за несовместимости развития деформации в каждом из слоев. Двухслойное строение может быть обусловлено недостаточным содержанием кобальта и наследованием структуры спиннингующего диска. Проведено сравнение деформационного поведения ленты 2НСР с другими магнитомягкими материалами 30КСР и 84КСР. Обсуждены физические причины различия поверхностей разрушения лент сплавов 2НСР, 84КСР и 30КСР при статическом растяжении. По совокупности результатов анализа деформационного поведения сделано заключение о конкурентноспособности сплава 2НСР, легированного Nb и Si в классе магнитомягких аморфных лент.

Ключевые слова: магнитомягкие сплавы, структура, механические свойства, деформационное поведение, магнитные свойства

Для цитирования: Семин А.П., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Панин С.В., Корниенков Б.А., Могильников П.С., Селиванов И.Д. Деформационное поведение квазиаморфных лент магнитомягких сплавов // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2025. Т. 22, № 2. С. 232-243. doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2025.02.011.

Original article

DEFORMATION BEHAVIOR OF QUASI-AMORPHOUS RIBBONS OF SOFT MAGNETIC ALLOYS

Alexander P. Semin¹, Victor E. Gromov¹, Yurii F. Ivanov², Sergei V. Panin³, Boris A. Kornienkov⁴, Pavel S. Mogilnikov⁴, Ilya D. Selivanov¹¹Siberian State Industrial University, 42 Kirova St., 654006, Novokuznetsk, Russia²Institute of High Current Electronics SB RAS, 2/3 Akademicheskoy Ave., 634055, Tomsk, Russia³Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, 2/4 Akademicheskoy Ave., 634055, Tomsk, Russia⁴I.P. Bardin Central Research Institute for Ferrous Metallurgy, 23/9 Radio St., 105005, Moscow, Russia¹syomin53@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-3989-7420>¹gromov@physics.sibsiu.ru, <https://orcid.org/0000-0002-5147-5343>²yufi55@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0001-8022-7958>³paninsergey71@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0001-7623-7360>⁴b.kornienkov@chermet.net, <https://orcid.org/>⁴pavel_mog@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-6409-5884>¹ilyselivanov@mail.ru, <https://orcid.org/0009-0002-1643-5263>

Abstract. A soft magnetic Fe-Ni-Si-B (2NSR) alloy ribbon doped with copper and niobium was produced by melt spinning (spinning). Using modern physical materials science methods, the mechanical and magnetic properties, as well as the structural-phase states of the alloy, were studied. The ultimate tensile strength of the 2NSR ribbon is 615 MPa with a low elongation to failure ($\epsilon_p = 0.68\%$), and the elastic modulus is $E = 91$ GPa. The Digital Image Correlation (DIC) method, implemented via the "VIC 2D" software (Correlated Solution Inc., USA), was used to construct strain distribution fields for longitudinal and transverse components based on an optical extensometer. Recording was performed at 1 Hz under loading along the spinning direction. The elemental composition distribution of the ribbon was analyzed using micro-X-ray spectral analysis, revealing inhomogeneities in copper and carbon. Scanning electron microscopy of the fracture surface revealed a morphological two-layer structure of the ribbon, which is associated with the observed macro-localization due to incompatible strain development in each layer. The two-layer structure may be attributed to insufficient cobalt content and the structural inheritance from the spinning disk. The deformation behavior of the 2NSR ribbon was compared with other soft magnetic materials (30KSR and 84KHSR). The physical reasons for the differences in the fracture surfaces of the 2NSR, 84KHSR, and 30KSR alloy ribbons under static tension are discussed. Based on the comprehensive analysis of deformation behavior, it is concluded that the Nb- and Cu-doped 2NSR alloy is competitive in the class of soft magnetic amorphous ribbons.

Keywords: soft magnetic alloys, structure, mechanical properties, deformation behavior, magnetic properties.

For citation: Semin A.P., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Panin S.V., Kornienkov B.A., Mogilnikov P.S. & Selivanov I.D. (2025). Deformation behavior of quasi-amorphous ribbons of soft magnetic alloys. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya (Basic Problems of Material Science (BPMS))*, 22(2), 232-243. (In Russ.). doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2025.02.011.

Введение

Внимание исследователей в области физического материаловедения в последнее время привлечено к новому классу соединений – аморфным сплавам, методы, получения которых и свойства предполагают большое разнообразие структур материалов и их свойств [1–5]. Такие материалы могут изготавливаться при помощи известных в металлургии технологий, либо могут использоваться новые технологические приемы и материалы, позволяющие получить сплавы с уникальными физико-механическими и функциональными характеристиками [6–8]. Использование этих сплавов открывает возможность получения изделий с

требуемыми физико-механическими, магнитными и другими свойствами [9–11].

Изменением состава элементов можно формировать степень требуемых функциональных характеристик таких сплавов – прочность, (индукцию насыщения), сопротивление изнашиванию и другие [12]. В работах [13–15] обнаружено, что металлоидные элементы (В, Р, Si), а также Nb и Ti, могут значительно улучшить коррозионную стойкость и магнитные свойства аморфных сплавов на основе железа.

При исследовании магнитных свойств ряда аморфных сплавов была обнаружена перспективность разработки магнитомягких материалов, причем изменять магнитные характеристики (индукцию насыщения, величину коэрци-

тивной силы) можно путем легирования и термообработки [16-18].

В последнее время было достигнуто заметное улучшение свойств магнитомягких аморфных сплавов, что было вызвано требованиями промышленности по разработке материалов с более высокой намагниченностью насыщения, более низкой коэрцитивной силой, высокой магнитной проницаемостью. Изготовление изделий из таких материалов позволяет достичь значительного энергосбережения, повысить КПД и уменьшить габариты электронных устройств [19].

Особый интерес представляют тонкие ленты из высокоэнтропийных сплавов, полученных методом спиннингования. Регулирование и улучшение механических и магнитных характеристик лент из аморфных магнитомягких сплавов остается актуальной проблемой [21-22].

Было установлено, что аморфные сплавы систем Fe-Ni-Si-B (типа 2НСР) при определенных режимах термообработки имеют устойчивую тенденцию к росту намагниченности насыщения [23-25]. В сплаве 2НСР с небольшими добавками Nb и Cu при некоторых режимах термо-магнитной обработки в поле упругих напряжений (сокращенно ТУО) было обнаружено увеличение намагниченности насыщения на 20 - 25% [26]. Подобное изменение магнитных характеристик может быть связано с ростом эффективного магнитного поля на ядрах железа [27]. Предполагается, что рост намагниченности связан с состоянием аморфной структуры в стадии предкристаллизации, с появлением островков кристаллической фазы в результате распада аморфной матрицы [23].

Целью данной работы являлся анализ структурно-фазовых состояний, магнитных свойств и деформационного поведения лент из аморфных сплавов. (Химический состав указан в табл 2) ↘

Материал и методы исследования

В качестве основного исследуемого материала был выбран магнитомягкий сплав марки 2НСР, легированный медью и ниобием: (ат% Fe-78, Ni-1, Si-8, B-13; Nb (~ 0,8%) и Cu (~ 0,3%), показавший увеличение намагниченности насыщения после ТУО [23].

Для определения индукции насыщения был использован вибрационный магнитометр VSM-

250. Данные кривой намагничивания, получаемые на магнитометре, представляют собой зависимость величины удельной намагниченности σ_s , от величины поля H . Обработка данных от вибромагнитометра производилась с помощью программного обеспечения Model DJAW2000 [19, 28].

Удельная намагниченность насыщения σ_s определялась в магнитном поле 40 кА/м. Перевод σ_s в B_s осуществлялся по следующей формуле:

$B_s = \sigma_s \cdot \rho \cdot 1000 \cdot \mu_0$, где ρ – плотность сплава, μ_0 – универсальная магнитная постоянная.

Структуру и фазовый состав ленты 2НСР исследовали методами сканирующей (прибор КУКУ-ЕМ6900, КНР) и просвечивающей дифракционной электронной микроскопии (прибор JEOL JEM-2100F, Япония). Фольги (объекты исследования методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии) изготавливали ионным утонением (установка Ion Slicer EM-091001S, утонение осуществляется ионами аргона), что позволяло проследить изменение структуры, элементного и фазового состава материала по мере удаления от поверхности.

Измерение величины деформации методом корреляции цифровых изображений. Анализировали деформационное поведение образцов лент.

Вырезка образцов для испытания проводилась вручную из образцов ленты с помощью ножниц. Форма образцов соответствовала стандарту ASTM E345-16 тип В, образцы представляли собой прямоугольные полоски, рабочая область имела размеры $39 \times (4,5 \pm 6,5)$ мм. Температура воздуха - 23°C, количество образцов - 3. Испытания проводили с помощью универсальной испытательной машины INSTRON 5582 (Instron, США). Измерение распределения деформаций проведено с использованием метода Digital Image Correlation (DIC) с помощью программы «VIC 2D» (Correlated Solutions Inc., США) на основе оптического экстензометра. Съёмка изображений поверхности нагружаемых образцов велась с частотой 1 Гц. Скорость перемещения подвижного захвата испытательной машины составляла 0,008 мм/с, что соответствует скорости деформации. 0,00017 мм/мм/с⁻¹. Нагружение осуществлялось вдоль оси ленты.

Результаты и их обсуждение

На рис. 1 приведены РЭМ-изображения поверхности ленты. Отчетливо видно, что лента является структурно неоднородным материалом (рис. 1, а) и характеризуется наличием областей с высокоразвитым рельефом, разделенных «канавками» с гладким рельефом. По внешнему виду подобных «канавок» можно предположить, что они растекались подобно каплям в процессе застывания ленты при спиннинговании.

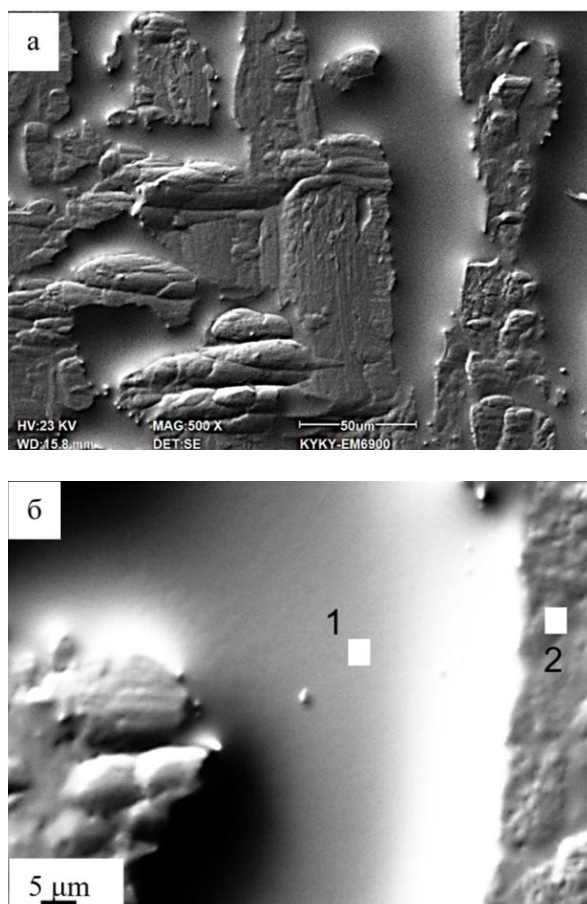


Рис. 1. РЭМ-изображение поверхности ленты сплава 2HCP. На рисунке (б) цифрами указаны участки проведения микрорентгеноспектрального анализа.

Методами микрорентгеноспектрального анализа выполнены исследования элементного состава ленты для участков поверхности, указанных на рис. 1, б, (табл. 1). Приведенные данные свидетельствуют о неоднородном распределении углерода и меди в ленте. В частности, медь и углерод выявлены лишь в областях

с высокоразвитым рельефом (см. область 2 на рис. 1, б).

Таблица 1. Элементный состав поверхностного слоя ленты сплава 2HCP, согласно данным микрорентгеноспектрального анализа. Области анализа обозначены на рис. 1, б.

Элемент	Область 1		Область 2		По всей площади рис. 1	
	вес. %	ат. %	вес. %	ат. %	вес. %	ат. %
C			5,24	19,77	5,69	21,17
Si	5,31	10,39	4,19	6,77	4,43	7,05
Fe	93,1	88,35	88,52	71,9	88,02	70,39
Ni	1,39	1,25	1,51	1,16	1,44	1,09
Cu			0,55	0,39	0,42	0,29

Согласно данным элементного состава сплава 2HCP, наличие углерода там не предусмотрено. Медь вводилась в качестве легирующего элемента с малым содержанием 0.3 %. По этой причине различие элементного состава в «канавках» и областях с выраженным рельефом можно отнести скорее к аспектам чувствительности/погрешности использованного метода EDS. Тем не менее, судя по внешнему виду, характер их формирования действительно отличался.

Методами сканирующей электронной микроскопии проведены исследования поверхности разрушения ленты. Разрушение ленты в результате деформации одноосным растяжением носило хрупкий характер. При этом выявлено двухслойное «макростроение» материала: слой I с высокоразвитым рельефом (обозначен на рис. 2 цифрой 1), имевший ширину 5 +- мкм и слой II, рельеф которого отсутствовал (обозначен на рис. 2, а цифрой 2). Толщина последнего составила 15 мкм.

Таким образом, выявлено морфологическое двухслойное строение ленты. Сопоставляя результаты, представленные на рис. 1 и рис. 2, можно предположить, что более тонкий слой I с высокоразвитым рельефом (рис. 1) является слоем, примыкающим к барабану и частично наследующим структуру его поверхности.

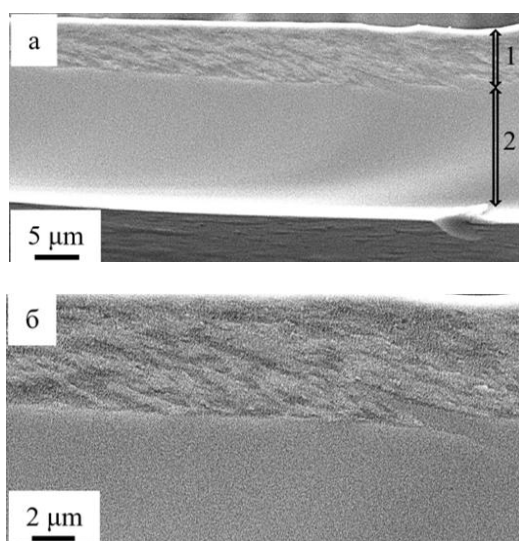


Рис. 2. РЭМ-изображение, характеризующее структуру поверхности разрушения ленты.

Методом просвечивающей электронной дифракционной микроскопии (ПЭМ) установлено, что исследуемая лента сплава 2НСР характеризуется аморфным строением. Об этом свидетельствует вид микроэлектронограммы, содержащей два выраженных диффузных гало (рис. 3, б). При относительно больших увеличениях выявляется крапчатый (черно-белый) контраст с характерным размером структурных элементов 0,15-0,25 нм. Это может свидетельствовать о формировании в материале ближнего атомного порядка.

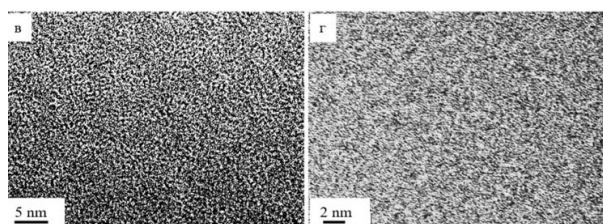


Рис. 3. ПЭМ-изображение структуры ленты сплава 2НСР; а, в, г – светлопольные изображения, полученные при различном увеличении; б – микроэлектронограмма участка (а).

Методом DIC проведено исследование деформационного поведения фольг сплава 2НСР, легированных медью и ниобием, (рис. 4). Методом DIC проведено исследование деформационного поведения фольг сплава 2НСР, легированных медью и ниобием, (рис. 4). Поля деформаций показаны для фиксированных значений деформации, а также приведены значения соответствующих им внешних приложенных напряжений. Направление ϵ_{yy} соответствует продольному направлению (вдоль оси образца), ϵ_{xx} – поперечному направлению, ϵ_{xy} – отражает сдвиговую деформацию в направлении 45° и вычисляется из первых двух. Отметим характерные особенности.

1. Во-первых, разрушение происходило при достаточно малых величинах деформации $\sim 0.6\%$, что вполне согласуется с аморфным «статусом» (структурой) ленты исследуемого сплава. Одновременно следует отметить достаточно высокую прочность (предел прочности), в данном случае достигал 550 МПа.

2. Согласно представленным картинам полей деформации, прежде всего компонент поперечной ϵ_{xx} и сдвиговой ϵ_{xy} , в процессе испытаний особых изменений не наблюдалось, хотя область локализации была характерна (и практически не менялась по форме и размерам во время всего испытания) в центральной части образца.

3. Согласно полученным картинам распределения продольной компоненты деформации ϵ_{yy} , образец претерпевал ее развитие, что в конечном счете и завершилось его хрупким разрушением.

$\sigma = 92$ МПа	$\sigma = 191$ МПа	$\sigma = 281$ МПа	$\sigma = 364$ МПа	$\sigma = 461$ МПа	$\sigma = 545$ МПа
$\epsilon = 0,1\%$	$\epsilon = 0,2\%$	$\epsilon = 0,3\%$	$\epsilon = 0,4\%$	$\epsilon = 0,5\%$	$\epsilon = 0,6\%$

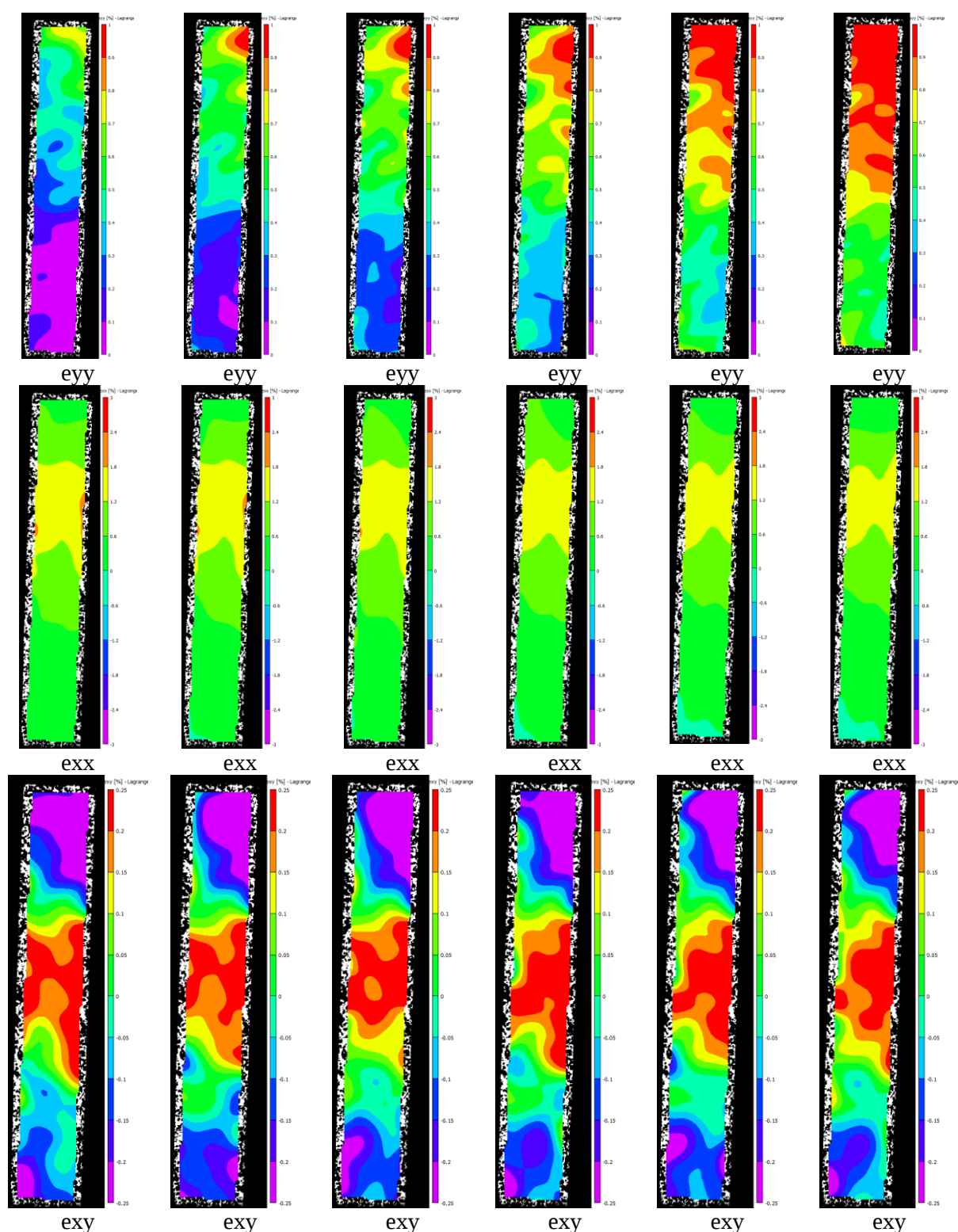


Рис. 4. Картины распределения компонент деформации e_{xx} , e_{xy} и e_{yy} при одноосном статическом растяжении образцов ленты сплава 2HCP

Таким образом, можно говорить, что сформированная при спиннинговании аморфная микроструктура обеспечивала достаточно вы-

сокие прочностные свойства. В то же время наблюдаемая с самого начала нагружения макролокализация деформации могла быть свя-

зана с двухслойной макроструктурой ленты (см. рис. 2), вследствие несовместности ее развития в каждом из ее слоев.

Таблица 2. Химический состав сплавов 2НСР, 30КСР и 84КХСР [19]

	Fe, ат%	Co, ат%	Ni, ат%	Cr, %ат	Si, % ат	B, %ат
2НСР	78	-	1	-	8	13
30КСР	57	31	-	-	2,9	9,1
84КХСР	3,7	69	-	3,8	12,5	11

Для всех трех типов сплавов методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) было установлен двухстадийный характер кристаллизации, которую соответственно оценивают двумя температурами: начала кристаллизации T_{x1} и T_{x2} , таблица 3.

Таблица 3. Значения температур кристаллизации T_{x1} и T_{x2} аморфной фазы, определенные методом ДСК для сплавов 2НСР, 30КСР и 84КХСР

	T_{x1} , °C	T_{x2} , °C
2НСР	508	536
30КСР	451	533
84КХСР	504	650

Видно, что основным объектом исследования в данной работе сплав 2НСР имеет более высокое значение T_{x1} , что характеризует его более высокую термическую стабильность. Кроме того, в процессе ДСК анализа было установлено, что повторный нагрев образцов всех сплавов 30КСР, 84КХСР и 2НСР не сопровождался развитием каких-либо эффектов, что свидетельствует о необратимости процесса кристаллизации аморфной фазы.

Однако больший интерес представляет возможность достижения ряда характеристик технологических и функциональных свойств, к числу которых относятся индукция насыщения и температура кристаллизации. Ниже такие данные представлены в табличном виде.

В таблице 4 приведены данные о величине магнитной индукции насыщения и температуры Кюри для всех трех типов аморфных сплавов. Видно, что по величине первого параметра сплавы 2НСР и 30КСР практически равны, в то

время как относительно сплава 84КХСР величина B_s почти в три раза выше (почти в два раза более высокой температуре Кюри). Таким образом, экономно легированный сплав 2НСР позволяет достичь высоких показателей магнитных свойств и их сохранения до температуры 415 °C.

Таблица 4. Величина индукции насыщения B_s , Тл и температуры Кюри T_c , °C сплавов 2НСР, 30КСР и 84КХСР [19]

Марка сплава	B_s , Тл	T_c , °C
2НСР	1,55	415
30КСР	1,58	540
84КХСР	0,58	250

В Таблице 5 приведены результаты оценки механических свойств лент трех типов аморфных сплавов 2НСР, 84КХСР, 30КСР, полученные при испытании на растяжение и использовании метода DIC. Видно, что по величине модуля упругости «экономно легированный» сплав 2НСР лишь незначительно уступает 30КСР и 84КХСР.

Таблица 5 – Механические свойства лент 2НСР, 84КХСР, 30КСР

Группа	Показатель	Среднеарифм. значения	Стандартное (среднеквадр.) отклонение SD
2НСР	Модуль упругости E (ГПа)	91,1	2,6
	Предел прочности σ_b (МПа)	615	95
	Удлинение до разр. ϵ_p (%)	0,68	0,09
84КХСР	Модуль упругости E (ГПа)	115	11
	Предел прочности σ_b (МПа)	1173	5
	Удлинение до разр. ϵ_p (%)	1,03	0,12
30КСР	Модуль упругости E (ГПа)	104,2	2,2
	Предел прочности σ_b (МПа)	1170	40
	Удлинение до разр. ϵ_p (%)	1,14	0,02

Это отличие возрастает для параметра «предел прочности», однако объясняется тем фактором, что кривые нагружения имеют фактически вид прямых (рисунок 5), поэтому величина предела прочности пропорциональна величине удлинения до разрушения, которая для 30КСР ($\epsilon \sim 0.95$ %) и 84КХСР ($\epsilon \sim 1.03$ %) также выше, чем для 2НСР ($\epsilon \sim 0.68$ %). Таким обра-

зом, исследуемый сплав 2 НСР, количество легирующих элементов в котором невелико, обладает вполне конкурирующими деформационно-прочностными свойствами по сравнению с более дорогостоящими аналогами.

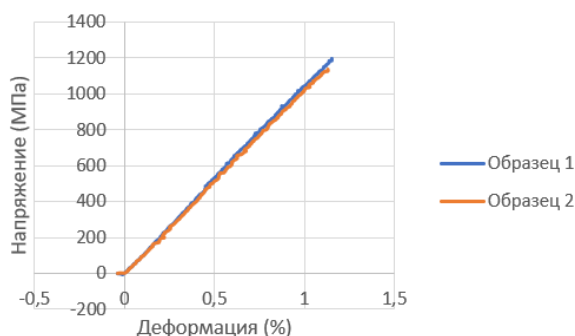


Рис. 5 – Диаграммы растяжения образцов сплава 30КСР

Перед заключением в качестве трактовки полученных результатов о механических свойствах всех трех типов аморфных сплавов авторы считают целесообразным вернуться к данным о структуре лент. Для сплава 2НСР такие данные были приведены на рис. 1 и 2.

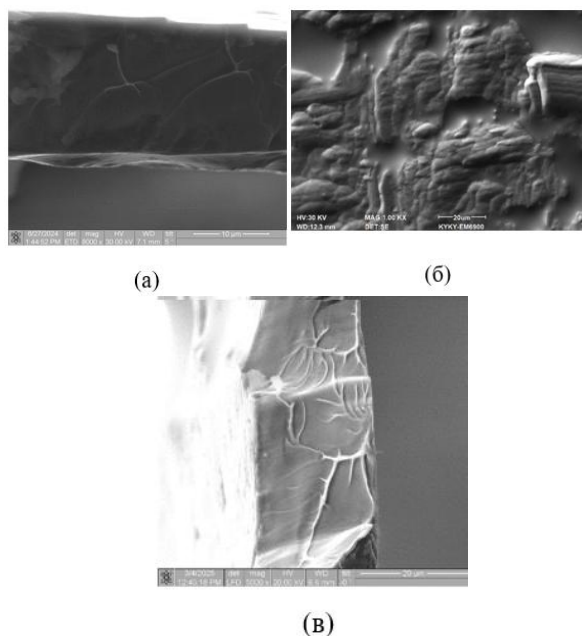


Рис. 6. РЭМ изображение структуры поверхности разрушения (а, в), сформированная при растяжении образцов ленты 84КХСР (а) и 30КСР (в), а также структуры ленты 84КХСР (б)

Нетрудно видеть, что внешний вид поверхности фольг в целом выглядит подобно; однако

это является следствием процесса застывания спиннингуемого материала на поверхности металлического диска (рис. 6, б). Большее различие характерно для фрактограмм образцов, разрушенных при статическом растяжении (рис. 6, а, в). По мнению авторов, большее количество кобальта, как пластифицирующего компонента, способствует более легкому растеканию расплава при спиннинговании лент сплавов 84КХСР (а) и 30КСР. Это исключает формирование слоя, толщиной практически в треть от всей толщины фольги, с иной структурой, что имело место для ленты сплава 2НСР (рис. 2). Именно эта структурная неоднородность, вызывающая несовместность развития деформации (что косвенно подтверждается DIC картинами распределения деформации, рис. 4) и способствует снижению пластичности, а, следовательно, и предела прочности. Однако по совокупности «состав – структура – свойства» сплав 2НСР, дополнительно легированный Nb (~ 0,8%) и Cu (~ 0,3%) является более чем конкурентоспособным в классе магнитомягких аморфных лент.

Заключение

Показано, что лента сплава 2НСР является аморфным материалом, характеризующимся наличием ближнего атомного порядка.

Определены деформационно-прочностные свойства ленты сплава 2НСР, показавшие возможность достижения высокого модуля упругости 90 ГПа, при величине предела прочности >600 МПа и удлинении при разрушении менее 1 %.

Выявлено морфологически двухслойное строение ленты. По мнению авторов, это обусловлено недостаточным содержанием кобальта (в отличие от сплавов 84КХСР и 30КСР) и наследованием структуры спиннигующего диска.

По совокупности достигнутых функциональных (эксплуатационных) свойств (магнитная индукция насыщения, температура Кюри, модуль упругости и предел прочности) сплав 2НСР, дополнительно легированный Nb (~ 0,8%) и Cu (~ 0,3%), при меньшей стоимости компонентов, является конкурентоспособным представителем класса магнитомягких аморфных лент.

Список литературы

1. Li Y., Liao W.-B., Chen H., Brecht J., Song W., Yin W., He Z., Liaw P.K., Zhang Y., A low-density high-entropy dual-phase alloy with hierarchical structure and exceptional specific yield strength // *Sci. China Mater.* 2022. <https://doi.org/10.1007/s40843-022-2178-x>.
2. Brecht J., Feng R., Liaw P.K., Beausir B., Jaber H., Lebedkina T., Lebyodkin M., Mesoscopic-scale complexity in macroscopically-uniform plastic flow of an Al_{0.3}CoCrFeNi high-entropy alloy // *Acta Mater.* 2023, Vol. 242. P. 118445.
3. Hsu C Y, Sheu T S, Yeh J W, et al. Effect of iron content on wear behavior of AlCoCrFe_xMo_{0.5}Ni high-entropy alloys. *Wear*, 2010, 352 268(5-6): 653-659.
4. Zuo T, Yang X, Liaw P K, et al. Influence of Bridgman solidification on Microstructure and magnetic behaviors of a non-equiatomic FeCoNi-AlSi high-entropy alloy. *Intermetallics*, 2015, 67: 171-176.
5. Patel P, Alidokht S A, Sharifi N, et al. Microstructural and tribological behavior of thermal spray CrMnFeCoNi high entropy alloy coatings. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2022, 31(4): 1285-1301. 322.
6. Alaneme K.K., Bodunrin M.O., Oke S.R. Processing, alloy composition and phase transition effect on the mechanical and corrosion properties of high entropy alloys: a review // *J. Mater. Res. Technol.* 2016. V. 5. № 4. P. 384–393. 207.
7. Murty B.S., Yeh J.W., Ranganathan S., Bhattacharjee P.P. *High-Entropy Alloys*. Second edition. Amsterdam: Elsevier, 2019. 374 p.
8. Ghadami F, Ghadami S, Davoudabadi M A. Sliding wear behavior of the nanoceria-doped AlCrFeCoNi high-entropy alloy coatings deposited by air plasma spraying technique. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2022, 31(4): 1263-1275.
9. Yu Chen, Zheng-Wei Dai, Jian-Zhong Jiang. High entropy metallic glasses: Glass formation, crystallization and properties. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, 158852.
10. Ming YANG, XiongJun LIU, Yuan WU, Hui WANG, SuiHe JIANG, XianZhen WANG, ZhaoPing LU. Research progress on high-entropy bulk metallic glasses. *SCIENTIA SINICA Physica, Mechanica & Astronomica*, Volume 50, Issue 6: 067003 (2020) <https://doi.org/10.1360/SSPMA-2019-0327>.
11. Shunhua Chen, Jingyuan Wang, Lei Xia and Yucheng Wu. Deformation Behavior of Bulk Metallic Glasses and High Entropy Alloys under Complex Stress Fields: A Review. *Entropy* 2019, 21(1), 54; <https://doi.org/10.3390/e21010054>
12. Cheng-jie WANG, Qing-jun CHEN, Huai-xiao XIA. Optimization of Cr/Mo molar ratio in FeCoCrMoCBY alloys for high corrosion resistance. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 27(2017) 2663–2672. DOI: 10.1016/S1003-6326(17)60295-4.
13. Рогачев А.С. Структура, стабильность и свойства высокоэнтروпийных сплавов // *Физика металлов и материаловедение*. – 2020. – Т. 121, № 8. – С. 807 – 841.
14. Li Y., Shi C., Huang J., Yan D., Zheng Y., Guan L. Corrosion behavior of metallic glasses: a review // *Xiyou Jinshu*. 2022. V. 46. Is. 3, P. 377-393.
15. Liang, D.; Tseng, J.-C.; Liu, X.; Cai, Y.; Xu, G.; Shen, J. Investigation of the Structural Heterogeneity and Corrosion Performance of the Annealed Fe-Based Metallic Glasses. *Materials* 2021, 14, 929. <https://doi.org/10.3390/ma14040929>.
16. Karimi M.A., Shamanian M., Enayati M.H., Adamzadeh M., Imani M. Fabrication of a novel magnetic high entropy alloy with desirable mechanical properties by mechanical alloying and spark plasma sintering // *Manuf. Process.* 2022;84:859-70
17. Kitagawa J. Magnetic properties, electric resistivity and hardness of high entropy alloys Fe-CoNiPd and FeCoNiPt // *Magn. Mater.* 2022;563:170024
18. Ren B., Zhao R.F. Elemental synergetic effect in CoCrCuFeMgNi high-entropy alloys and its influence on phase and magnetic properties // *Mater. Res. Technol.* 2023;23:2542-56
19. Кекало И.Б. Процессы структурной релаксации и физические свойства аморфных сплавов: моногр. в 2 т.: Т.2. – М.: Изд. Дом МИСиС, 2016 – 650 с.
20. Семин А.П., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Панин С.В., Колубаев Е.А., Литовченко И.Ю., Боровский С.В. Структура и свойства ленты магнитомягкого сплава Fe-Co-Ni-Si-B, изготовленной методом спиннингования // *Физическая мезомеханика*. 2024. Т. 27, № 5, С. 63-70
21. Gromov V.E., Potekaev A.I., Semin A.P., Kolubaev E.A., Mogilnikov P.S., Ivanov Yu.F., Panin S.V., Borovsky S.V., Litovchenko I.Yu., Kornienkov B.A. Structure and properties of a rib-

bon from FeCoNiSiB high-entropy alloy // Russian Physics J. 2024. Vol. 67, No 6. P. 756-764

22. Han Y., Kong F.I., Han F.F., Inoue A., Zhu S.I., Shalaan E., Al-Marzouki F. New Fe-based soft magnetic amorphous alloys with high saturation magnetization and good corrosion resistance for dust core application // Intermetallics. 2016. Vol. 76, P. 18-25. doi:10.1016/j.intermet.2016.05.011.

23. Вавилова В.В., Корнеев В.П., Корниенков Б.А., Либман М.А., Молотиллов Б.В., Кадышев Д.И. Магнитные свойства и тонкая структура сплавов системы Fe-Ni-Si-B в аморфном состоянии // Сталь, №8, 2016, с.72-74

24. Корниенков Б.А., Либман М.А., Молотиллов Б.В., Язвицкий М.Ю. Магнитные свойства аморфных металлических сплавов при низких температурах // Сталь, № 3, 2012, с.64-65

25. Дьяконова Н.Б., Корниенков Б.А., Дьяконов Д.Л., Бобкова И.Г. Структурные превращения на начальных стадиях девитрификации бастрозакаленного магнитомягкого сплава Fe(Ni, Nb, Cu)-Si-B // Известия РАН. Серия физическая. 2017, том.81, с.1551-1557.

26. Корниенков Б.А., Артамонов Е.В. Улучшение магнитных свойств аморфного сплава. // Сталь. 2009. № 6. С. 69 – 71

27. Корниенков Б.А., Либман М.А., Молотиллов Б.В., Кадышев Д.И., Аномальное изменение магнитных параметров системы Fe-Ni-Si-B // Сталь, 2015, № 3, С. 90 - 91

28. И.Б. Кекало, Е.А. Шуваева Аморфные, нано- и микрокристаллические магнитные материалы: Лаб. Практикум. – М.: Изд. Дом МИСиС, 2008. – 248 с.

Информация об авторах

А.П. Семин - к.т.н., старший научный сотрудник, доцент кафедры инженерных конструкций, строительных технологий и материалов, Сибирский государственный индустриальный университет, 654006, г.Новокузнецк, ул. Кирова, 42, ORCID: 0000-0002-3989-7420

E-mail: syomin53@bk.ru

В.Е. Громов - доктор физико-математических наук, профессор, заведующий кафедрой естественнонаучных дисциплин им. проф. В.М. Финкеля Сибирского государственного индустриального университета. ORCID: 0000-0002-5147-5343

E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

Ю.Ф. Иванов - д. ф.-м. наук, ведущий научный сотрудник, пр-т Академический, 2/3, г. Томск, Томская область, Россия, 634055; Институт сильноточной электроники СО РАН

E-mail: yufi55@mail.ru, ORCID: 0000-0001-8022-7958

С.В. Панин — д-р техн. наук, профессор, зав. лабораторией полимерных композиционных материалов, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, 634055, г. Томск, пр-т Академический 2/4, e-mail: paninsergey71@mail.ru ORCID: 0000-0001-7623-7360

Б.А. Корниенков - ведущий научный сотрудник ЦНИИЧермет, 105005, г. Москва, ул. Радио 23/9.

e-mail: b.kornienkov@chermet.net

П.С. Могильников – кандидат ф.-м. наук, старший преподаватель в МИСИС, ЦНИИЧермет, 105005, г. Москва, ул. Радио 23/9, ORCID: 0000-0002-6409-5884

e-mail: pavel_mog@mail.ru

И.Д. Селиванов – аспирант кафедры естественнонаучных дисциплин им. проф. В.М. Финкеля Сибирский государственный индустриальный университет, 654006, г.Новокузнецк, ул. Кирова, 42, ORCID: 0009-0002-1643-5263 E-mail: ilyselivanov@mail.ru

References

1. Li Y., Liao W.-B., Chen H., Brecht J., Song W., Yin W., He Z., Liaw P.K., Zhang Y. A low-density high-entropy dual-phase alloy with hierarchical structure and exceptional specific yield strength // Sci. China Mater. 2022. <https://doi.org/10.1007/s40843-022-2178-x>.

2. Brecht J., Feng R., Liaw P.K., Beausir B., Jaber H., Lebedkina T., Lebyodkin M. Mesoscopic-scale complexity in macroscopically-uniform plastic flow of an Al_{0.3}CoCrFeNi high-entropy alloy // Acta Mater. 2023. Vol. 242. P. 118445.

3. Hsu C.Y., Sheu T.S., Yeh J.W., Chen S.K. Effect of iron content on wear behavior of AlCoCrFe_xMo_{0.5}Ni high-entropy alloys // Wear. 2010. Vol. 268, No. 5–6. P. 653–659.

4. Zuo T., Yang X., Liaw P.K., Zhang Y. Influence of Bridgman solidification on microstructure and magnetic behaviors of a non-equiatomic FeCoNiAlSi high-entropy alloy // Intermetallics. 2015. Vol. 67. P. 171–176.

5. Patel P., Alidokht S.A., Sharifi N., Roy A., Harrington K., Moreau C., Stoyanov P., Chromik R.R. Microstructural and tribological behavior of thermal spray CrMnFeCoNi high-entropy alloy coatings // *J. Therm. Spray Technol.* 2022. Vol. 31, No. 4. P. 1285–1301.
6. Alaneme K.K., Bodunrin M.O., Oke S.R. Processing, alloy composition and phase transition effect on the mechanical and corrosion properties of high-entropy alloys: A review // *J. Mater. Res. Technol.* 2016. Vol. 5, No. 4. P. 384–393.
7. Murty B.S., Yeh J.W., Ranganathan S., Bhattacharjee P.P. *High-Entropy Alloys*. 2nd ed. Amsterdam: Elsevier, 2019. 374 p.
8. Ghadami F., Ghadami S., Davoudabadi M.A. Sliding wear behavior of the nanoceriated AlCrFeCoNi high-entropy alloy coatings deposited by air plasma spraying technique // *J. Therm. Spray Technol.* 2022. Vol. 31, No. 4. P. 1263–1275.
9. Chen Y., Dai Z.-W., Jiang J.-Z. High-entropy metallic glasses: Glass formation, crystallization and properties // *J. Alloys Compd.* 2021. Vol. 158852.
10. Yang M., Liu X.J., Wu Y., Wang H., Jiang S.H., Wang X.Z., Lu Z.P. Research progress on high-entropy bulk metallic glasses // *Sci. Sin. Phys. Mech. Astron.* 2020. Vol. 50, No. 6. P. 067003. <https://doi.org/10.1360/SSPMA-2019-0327>.
11. Chen S., Wang J., Xia L., Wu Y. Deformation behavior of bulk metallic glasses and high-entropy alloys under complex stress fields: A review // *Entropy*. 2019. Vol. 21, No. 1. P. 54. <https://doi.org/10.3390/e21010054>.
12. Wang C.-J., Chen Q.-J., Xia H.-X. Optimization of Cr/Mo molar ratio in FeCoCrMoCBY alloys for high corrosion resistance // *Trans. Non-ferrous Met. Soc. China*. 2017. Vol. 27. P. 2663–2672. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(17\)60295-4](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(17)60295-4).
13. Rogachev A.S. Structure, stability, and properties of high-entropy alloys // *Phys. Met. Metallogr.* 2020. Vol. 121, No. 8. P. 807–841. (in Russian)
14. Li Y., Shi C., Huang J., Yan D., Zheng Y., Guan L. Corrosion behavior of metallic glasses: A review // *Rare Met.* 2022. Vol. 46, No. 3. P. 377–393.
15. Liang D., Tseng J.-C., Liu X., Cai Y., Xu G., Shen J. Investigation of the structural heterogeneity and corrosion performance of the annealed Fe-based metallic glasses // *Materials*. 2021. Vol. 14, No. 4. P. 929. <https://doi.org/10.3390/ma14040929>.
16. Karimi M.A., Shamanian M., Enayati M.H., Adamzadeh M., Imani M. Fabrication of a novel magnetic high-entropy alloy with desirable mechanical properties by mechanical alloying and spark plasma sintering // *Manuf. Process.* 2022. Vol. 84. P. 859–870.
17. Kitagawa J. Magnetic properties, electric resistivity and hardness of high-entropy alloys FeCoNiPd and FeCoNiPt // *J. Magn. Magn. Mater.* 2022. Vol. 563. P. 170024.
18. Ren B., Zhao R.F. Elemental synergetic effect in CoCrCuFeMgNi high-entropy alloys and its influence on phase and magnetic properties // *Mater. Res. Technol.* 2023. Vol. 23. P. 2542–2556.
19. Kekalo I.B. *Structural Relaxation Processes and Physical Properties of Amorphous Alloys: Monograph in 2 Vols. Vol. 2*. Moscow: MISIS Publishing House, 2016. 650 p. (in Russian)
20. Semin A.P., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Panin S.V., Kolubaev E.A., Litovchenko I.Yu., Borovsky S.V. Structure and properties of a soft-magnetic Fe-Co-Ni-Si-B alloy ribbon produced by spinning // *Phys. Mesomech.* 2024. Vol. 27, No. 5. P. 63–70. (in Russian)
21. Gromov V.E., Potekaev A.I., Semin A.P., Kolubaev E.A., Mogilnikov P.S., Ivanov Yu.F., Panin S.V., Borovsky S.V., Litovchenko I.Yu., Kornienkov B.A. Structure and properties of a ribbon from FeCoNiSiB high-entropy alloy // *Russ. Phys. J.* 2024. Vol. 67, No. 6. P. 756–764.
22. Han Y., Kong F.L., Han F.F., Inoue A., Zhu S.L., Shalaan E., Al-Marzouki F. New Fe-based soft magnetic amorphous alloys with high saturation magnetization and good corrosion resistance for dust core application // *Intermetallics*. 2016. Vol. 76. P. 18–25. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2016.05.011>.
23. Vavilova V.V., Korneev V.P., Kornienkov B.A., Libman M.A., Molotilov B.V., Kadyshev D.I. Magnetic properties and fine structure of Fe-Ni-Si-B amorphous alloys // *Steel*. 2016. No. 8. P. 72–74. (in Russian)
24. Kornienkov B.A., Libman M.A., Molotilov B.V., Yazvitsky M.Yu. Magnetic properties of amorphous metallic alloys at low temperatures // *Steel*. 2012. No. 3. P. 64–65. (in Russian)
25. Yakonova N.B., Kornienkov B.A., Dyakonov D.L., Bobkova I.G. Structural transformations at the initial stages of devitrification of a rapidly quenched Fe(Ni, Nb, Cu)-Si-B soft-

magnetic alloy // Bull. Russ. Acad. Sci. Phys. 2017. Vol. 81. P. 1551–1557. (in Russian)

26. Kornienkov B.A., Artamonov E.V. Improvement of magnetic properties of amorphous alloy // Steel. 2009. No. 6. P. 69–71. (in Russian)

27. Kornienkov B.A., Libman M.A., Molotilov B.V., Kadyshev D.I. Anomalous change in magnetic parameters of the Fe-Ni-Si-B system // Steel. 2015. No. 3. P. 90–91. (in Russian)

28. Kekalo I.B., Shuvaieva E.A. Amorphous, Nano- and Microcrystalline Magnetic Materials: Laboratory Manual. Moscow: MISIS Publishing House, 2008. 248 p. (in Russian)

Information about the authors

A.P. Semin – Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher, Associate Professor, Department of Engineering Structures, Construction Technologies, and Materials, Siberian State Industrial University, 42 Kirova St., Novokuznetsk, 654006, Russia. ORCID: 0000-0002-3989-7420
E-mail: syomin53@bk.ru

V.E. Gromov – Dr. Sci. (Phys.-Math.), Professor, Head of the Department of Natural Sciences named after Prof. V.M. Finkel, Siberian State Industrial University. ORCID: 0000-0002-5147-5343
E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

Yu.F. Ivanov – Dr. Sci. (Phys.-Math.), Leading Researcher, 2/3 Academicheskoy Ave., Tomsk, Tomsk Region, 634055, Russia; Institute of High-Current Electronics, Siberian Branch of the Rus-

sian Academy of Sciences. E-mail: yufi55@mail.ru, ORCID: 0000-0001-8022-7958

S.V. Panin – Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Laboratory of Polymer Composite Materials, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, 2/4 Academicheskoy Ave., Tomsk, 634055, Russia. E-mail: paninsergey71@mail.ru, ORCID: 0000-0001-7623-7360

B.A. Kornienkov – Leading Researcher, Central Research Institute for Ferrous Metallurgy (TsNIIchermet), 23/9 Radio St., Moscow, 105005, Russia. E-mail: b.kornienkov@chermet.net

P.S. Mogilnikov – Ph.D. (Phys. and Mathematics), Associate Professor, NUST MISIS, 119049, Moscow, Leninsky Prospekt, 4, building 1, Head of the Magnetic Materials Laboratory, State Research Center, Federal State Unitary Enterprise “I.P. Bardin Central Research Institute of Ferrous Metallurgy”, 105005, Moscow, Radio St. 23/9, ORCID: 0000-0002-6409-5884. E-mail: pavel_mog@mail.ru

I.D. Selivanov – Postgraduate Student, Department of Natural Sciences named after Prof. V.M. Finkel, Siberian State Industrial University, 42 Kirova St., Novokuznetsk, 654006, Russia. ORCID: 0009-0002-1643-5263
E-mail: ilyaselivanov@mail.ru

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

Статья поступила в редакцию 08.04.2025; одобрена после рецензирования 22.04.2025; принята к публикации 05.05.2025.

The article was received by the editorial board on 08 Apr. 2025; approved after reviewing 22 Apr. 2025; accepted for publication 05 May 2025.