

01,07

Параметры наноструктуры, формирующейся в аморфном сплаве $\text{Fe}_{89}\text{Si}_8\text{B}_3$ при деформационной обработке

© В.В. Чиркова, Г.Е. Абросимова

Институт физики твердого тела им. Ю.А. Осипьяна РАН,
Черноголовка, Россия

E-mail: valyffkin@issp.ac.ru

Поступила в Редакцию 29 июня 2026 г.

В окончательной редакции 18 августа 2026 г.

Принята к публикации 1 сентября 2026 г.

Методом рентгеноструктурного анализа исследовано влияние пластической деформации на образование нанокристаллов в аморфном сплаве $\text{Fe}_{89}\text{Si}_8\text{B}_3$. Показано, что деформация может облегчать кристаллизацию исследуемого аморфного сплава: в предварительно деформированном аморфном сплаве после термообработки наблюдается образование большей доли нанокристаллов по сравнению с исходным аморфным сплавом после такой же термообработки. Средний размер нанокристаллов в исходном и предварительно деформированном сплаве после термообработки одинаков. Полученные результаты дополняют существующие знания о принципах формирования наноструктуры в аморфных сплавах при внешнем воздействии.

Ключевые слова: металлические стекла, пластическая деформация, нанокристаллы, свободный объем, рентгеноструктурный анализ.

DOI: 10.61011/FTT.2026.09.63902.10288

1. Введение

Нанокристаллические материалы, получаемые на основе аморфных сплавов, относятся к группе наиболее перспективных материалов. Например, нанокристаллические сплавы на основе титана или циркония широко применяются в области медицины [1,2]. Сплавы на основе алюминия и магния являются легкими и высокопрочными и находят применение в аэрокосмической промышленности [3]. Сплавы на основе железа и кобальта благодаря своим высоким магнитным характеристикам используются в трансформаторах, электронных устройствах и в датчиках различных величин [4,5]. Так как большинство свойств материалов являются структурно-чувствительными, ключевым моментом в получении оптимальных свойств нанокристаллических материалов являются параметры наноструктуры. Хорошо известно, что получение наноструктуры с большим количеством нанокристаллов малого размера приводит к улучшению многих свойств сплавов. От параметров наноструктуры, таких как доля и размер нанокристаллов, фазовый состав, наличие ориентационных соотношений, существенно зависит достижение требуемых свойств сплавов различного состава [6].

Основным способом создания наноструктуры из аморфной фазы является термическая обработка. Нанокристаллизация аморфных сплавов при термической обработке была подробно исследована на многих группах сплавов различного состава [7,8]. Однако в некоторых группах сплавов (например, системы $(\text{Co/Fe})\text{—Si—B}$) методом термической обработки наноструктуру удастся получить далеко не всегда. В таких случаях в сплавы

добавляют специальные легирующие компоненты, позволяющие ограничивать скорость роста кристаллов и увеличивать количество мест зарождения [9]. В сплавах группы типа Finemet базовым сплавом является система Fe—Si—B , для увеличения количества мест зарождения в него добавляют нерастворимую в железе медь, а для ограничения скорости роста кристаллов — медленно диффундирующий ниобий. Таким способом в этом сплаве удастся получить наноструктуру, но добавление легирующих компонентов может ухудшать свойства аморфных сплавов.

Другим путем формирования наноструктуры является пластическая деформация [10,11]. Среди методов деформации наиболее распространенными являются: кручение под высоким давлением и холодная многократная прокатка [12,13]. В последнее время используется ультразвуковая обработка, которая также является одним из методов деформирования материалов [14]. Важно отметить особенность наноструктур, формирующихся в аморфной фазе при деформационном воздействии. Было обнаружено, что параметры наноструктуры, образующейся в деформированных аморфных сплавах, отличаются от параметров наноструктуры, формирующейся в аморфной фазе при термообработке. Деформация может приводить к образованию большей доли нанокристаллов меньшего размера по сравнению с термообработкой. Сравнения параметров наноструктуры, образующейся в аморфной фазе при термообработке и деформации, проводились на разных группах сплавов, преимущественно на сплавах на основе алюминия (сплавы с добавлением переходного металла и редкоземельного компонента). В этих сплавах наноструктура формируется как при тер-

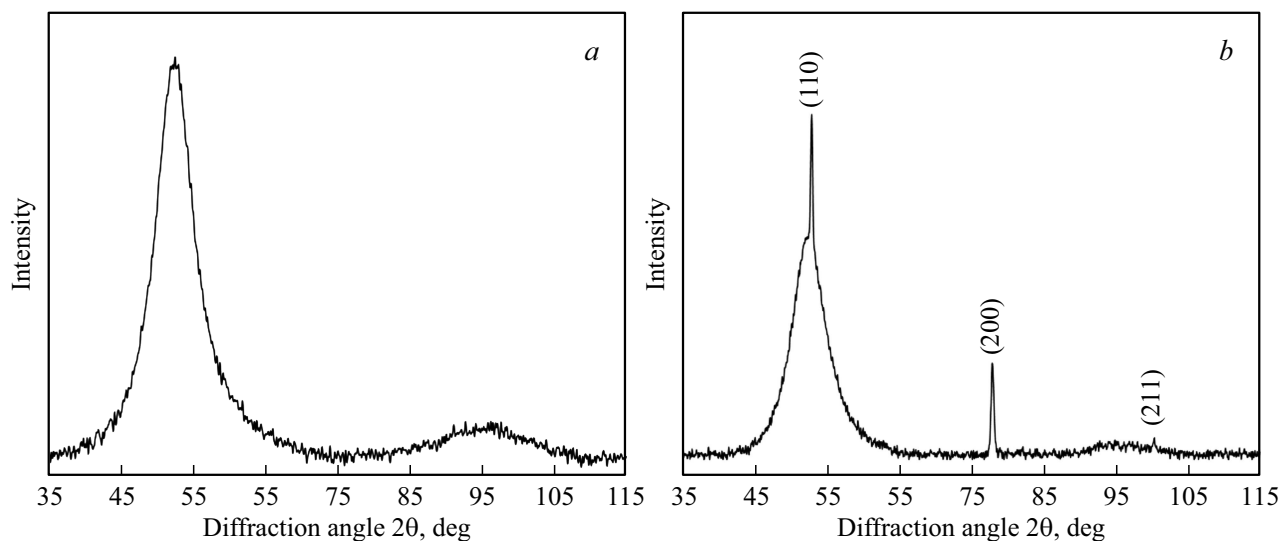


Рис. 1. Рентгенограмма сплава $\text{Fe}_{89}\text{Si}_8\text{B}_3$: *a* — после получения; *b* — на начальной стадии кристаллизации.

мообработке, так и при деформации [15]. В сплавах на основе кобальта с легирующими компонентами [16] при деформации также может быть получена наноструктура с большей долей и меньшим размером нанокристаллов. Интересно сравнить параметры кристаллической структуры, формирующейся при деформации в сплаве, являющемся базовым для сплавов группы типа Finemet. Таким образом, настоящая работа посвящена исследованию влияния деформации на образование наноструктуры в ферромагнитном аморфном сплаве системы Fe–Si–B.

2. Материалы и методы

Слитки сплава на основе железа, содержащего 8 at.% Si и 3 at.% B, были получены дуговой плавкой компонентов Fe (99.9%), Si (99.9%) и B (99.9%) в атмосфере аргона. Слитки переплавлялись несколько раз для повышения степени однородности перед закалкой. После этого слитки расплавляли и подвергали закалке по одновалковой схеме. Образцы $\text{Fe}_{89}\text{Si}_8\text{B}_3$ с аморфной структурой получали в виде ленты путем подачи струи расплава из кварцевого сопла на поверхность вращающегося диска. Скорость охлаждения составляла 10^6 K/s, ширина лент — 1 см, толщина $\sim 20 \mu\text{m}$. Состав закаленных лент контролировался методом локального рентгеновского микроанализа с помощью приставки для сканирующего электронного микроскопа ZeissSupra 50VP. Точность определения состава всех компонентов, кроме бора, составила около 0.1 %.

Аморфный сплав подвергался деформации методом холодной многократной прокатки и термической обработке путем изотермических отжигов. Холодная многократная прокатка проводилась на лабораторном прокатном стане производства VEB Schwermaschinenbau.

Степень деформации ε рассчитывалась по формуле

$$\varepsilon = \frac{h_0 - h_1}{h_0},$$

где h_0 и h_1 — толщина до и после деформации, соответственно. Изотермические отжиги проводились в течение 1 h в печи сопротивления СУОЛ.

Структура сплавов исследовалась на рентгеновском дифрактометре Siemens D-500 (CoK_α -излучение, $\lambda = 1.789 \text{ \AA}$). При рентгеноструктурных исследованиях использовались специальные подложки, не дающие собственных отражений и не искажающие кривые рассеяния [17]. Для обработки рентгенограмм применялись программы, позволяющие проводить сглаживание, коррекцию фона и разделение перекрывающихся максимумов. Оценка доли кристаллической фазы в частично-кристаллических образцах проводилась в соответствии с известным подходом, основанном на сравнении интегральных интенсивностей максимумов, соответствующих диффузному рассеянию от аморфной фазы и дифракционному отражению от кристаллической фазы. При разложении частично-кристаллических сплавов использовались параметры (положение, полуширина и интенсивность) диффузного максимума исходной аморфной фазы. Средний размер кристаллов определялся по ширине дифракционных линий на рентгенограммах с помощью формулы Селякова–Шеррера [18].

3. Результаты и обсуждение

Рентгенограмма аморфного сплава $\text{Fe}_{78}\text{Si}_{13}\text{B}_9$ после получения представлена на рис. 1, *a*. На рентгенограмме отчетливо видны первый и второй диффузные максимумы, характерные для аморфного состояния; дифракционных отражений от кристаллических фаз обнаружено не

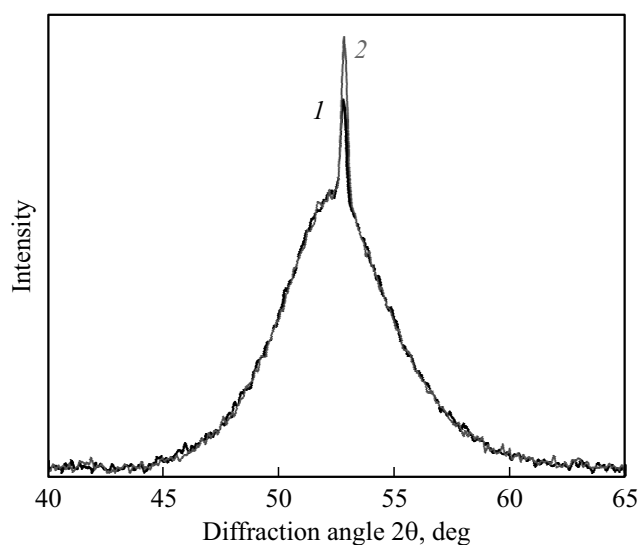


Рис. 2. Рентгенограммы отожженного сплава $\text{Fe}_{89}\text{Si}_8\text{B}_3$: 1 — исходный образец, 2 — предварительно деформированный (10 %) образец.

было. Рентгенограмма сплава $\text{Fe}_{78}\text{Si}_{13}\text{B}_9$ после начальной стадии кристаллизации представлена на рис. 1, *b*.

Кристаллизация аморфных сплавов системы Fe-Si-B начинается с выделения кристаллов твердого раствора компонентов сплава в железе с ОЦК решеткой. На рентгенограмме видно, что положение отражения (110) от кристаллической фазы находится не в центре диффузного максимума, что свидетельствует об образовании твердого раствора компонентов сплава в железе, а не чистого железа. Параметр решетки фазы твердого раствора составляет $a = 2.844 \text{ \AA}$.

Для определения влияния деформации на формирование наноструктуры исходный образец без предварительной деформации и предварительно деформированный образец со степенью деформации 10 % подвергались одновременному изотермическому отжигу. На рис. 2 представлены рентгенограммы образцов после одновременной термической обработки при температуре 723 К. На рис. 2 цифрами обозначено: 1 — исходный образец без предварительной деформации, 2 — предварительно деформированный образец со степенью деформации 10 %.

Видно, что интенсивность пика, соответствующего отражению от кристаллов твердого раствора кремния в железе, в предварительно деформированном образце заметно больше, чем в исходном, что свидетельствует об образовании большей доли кристаллической фазы в предварительно деформированном образце. Так как на начальной стадии кристаллизации структура сплавов состоит из выделившихся кристаллов и оставшейся аморфной фазы, экспериментальная рентгенограмма представляет собой суперпозицию кривых, соответствующих диффузному рассеянию от аморфной фазы и дифракционному отражению от кристаллической фазы.

Для оценки доли и размера кристаллов проводилось разделение этих вкладов.

На рис. 3 представлены рентгенограммы образцов с разложением. На рис. 3 кривыми отмечены: 1 — экспериментальная рентгенограмма, 2 — суммарная кривая (сумма кривых 3 и 4), 3 — кривая, соответствующая диффузному рассеянию от аморфной фазы, 4 — кривая, соответствующая дифракционному отражению от кристаллической фазы. Кривая 3 на всем угловом интервале кроме положения линии (110) от кристаллов твердого раствора полностью совпадает с кривой 2.

Анализ интегральных интенсивностей максимумов, соответствующих диффузному рассеянию от аморфной фазы и дифракционному отражению от кристаллической фазы, показал, что по сравнению с исходным образцом после термообработки в предварительно деформированном образце после такой же термообработки доля кристаллической фазы оказывается в 1.6 раз больше. Средний размер кристаллов, определенный по полуширине дифракционного максимума, в исходном и предварительно деформированном образце одинаков и составляет 40 nm.

Известно, что пластическая деформация аморфных сплавов при комнатной температуре является неоднородной и сильно локализуется в полосах сдвига [19,20]. Нанокристаллы образуются в полосах сдвига и их окрестностях. Полосы сдвига являются областями меньшей плотности по сравнению с окружающей почти недеформированной аморфной фазой [21]. Поэтому в этих областях могут быть реализованы условия ускоренного массопереноса, что может влиять на скорость зарождения кристаллов и облегчать кристаллизацию, способствуя образованию большей доли кристаллической фазы, что и наблюдалось экспериментально (рис. 3).

В исследованных ранее сплавах наблюдалось, что наноструктура, формирующаяся при деформации и термообработке, различается: в деформированных сплавах на начальной стадии кристаллизации наблюдается образование большей доли кристаллов, а размер кристаллов оказывается меньше. При исследовании кристаллизации аморфных сплавов для общей ориентировки можно использовать диаграмму фазового равновесия. При первичной кристаллизации количество фазы определяется диаграммой фазового равновесия. При увеличении скорости зарождения кристаллов размер кристаллов должен быть меньше. Так, например, в деформированном прокаткой сплаве на основе алюминия $\text{Al}_{87}\text{Ni}_8\text{Y}_5$ [22] при увеличении доли кристаллов в 1.4 раза средний размер кристаллов оказывается меньше: 13 nm при деформации по сравнению с 23 nm при термообработке.

Образование при деформации наноструктуры с большей долей кристаллов меньшего размера было обнаружено в аморфных сплавах разного состава (например, в ферромагнитных сплавах на основе кобальта $\text{Co}_{67}\text{Si}_{13}\text{B}_9\text{Fe}_7\text{Nb}_5$ [23] и железа $\text{Fe}_{78}\text{Si}_{13}\text{B}_9$ [24]) и при использовании разных методов деформирования (например, кручение под высоким давлением [25]). Однако

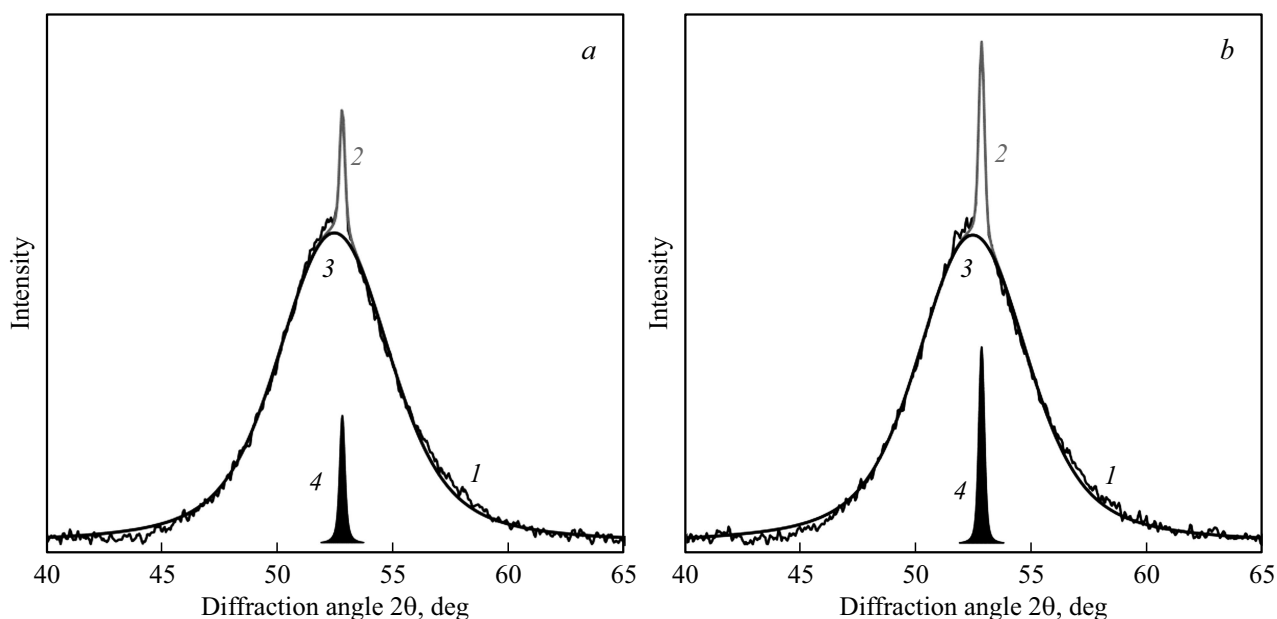


Рис. 3. Рентгенограммы отожженного сплава $\text{Fe}_{89}\text{Si}_8\text{B}_3$ с разложением: *a* — исходный образец; *b* — деформированный (10%) образец (кривая 1 — экспериментальная кривая, кривая 2 — суммарная кривая, кривая 3 — диффузное рассеяние от аморфной фазы, кривая 4 — дифракционное отражение (110) от кристаллов твердого раствора с ОЦК решеткой).

различия в параметрах наноструктуры наблюдаются далеко не всегда и не во всех сплавах. Например, в сплаве $\text{Al}_{88}\text{Ni}_2\text{Y}_{10}$, так же, как и в $\text{Co}_{56}\text{B}_{20}\text{Fe}_{16}\text{Nb}_8$, размер кристаллов при деформации не менялся. В сплаве $\text{Fe}_{78}\text{Si}_{13}\text{B}_9$, в котором при кручении под высоким давлением размер кристаллов оказался меньше, при ультразвуковой обработке остался неизменным [26]. В настоящей работе изменений в размере образующихся кристаллов в предварительно деформированном сплаве $\text{Fe}_{89}\text{Si}_8\text{B}_3$ обнаружено не было.

Образование наноструктуры и ее параметры в аморфных сплавах зависит от многих факторов. Одними из таких факторов являются условия внешних воздействий. При термообработке это может быть температура, время выдержки или скорость нагрева, используемая атмосфера; при деформации — величина нагрузки, скорость и метод деформирования [27,28]. Формирование нанокристаллов в аморфной фазе при разных внешних воздействиях зависит и от химического состава сплавов, определяющего разные тепловые и упругие характеристики аморфных сплавов [29–31]. Кроме того, условия получения исходного аморфного сплава (скорость закалки, температура расплава перед закалкой) и состояние аморфной фазы перед кристаллизацией может играть важную роль в процессах кристаллизации аморфных сплавов. Например, термическая обработка при температурах, не превышающих температуру начала кристаллизации, может приводить к заметным изменениям структуры аморфной фазы и к появлению различного рода неоднородностей: кластеров или нескольких аморфных фаз с разным составом и типом ближнего

порядка [32]. Появление неоднородностей способствует формированию наноструктуры с другими параметрами. Одним из таких примеров может служить аморфный сплав $\text{Al}_{87}\text{Ni}_8\text{La}_5$: наноструктура, образующейся при его кристаллизации, зависит от того, в какой аморфной фазе она была сформирована — в гомогенной или гетерогенной [33].

Таким образом, как и в ранее исследованных сплавах, доля кристаллической фазы, образующейся в предварительно деформированной аморфной фазе $\text{Fe}_{89}\text{Si}_8\text{B}_3$, больше, чем в образцах без предварительной деформационной обработки. Размер кристаллов не зависел от деформации образцов до начала кристаллизации. Деформация аморфных сплавов, как уже упоминалось, протекает путем образования и распространения полос сдвига. В полосах сдвига коэффициент диффузии оказывается выше, что может приводить к изменению кинетики кристаллизации аморфной фазы в этих местах. В результате разница в доле образующейся кристаллической фазы может быть связана с увеличением скорости зарождения кристаллов вследствие ускорения диффузии в полосах сдвига предварительно деформированного сплава.

4. Заключение

Методом рентгеноструктурного анализа исследовано влияние предварительной пластической деформации на кристаллизацию аморфного сплава $\text{Fe}_{89}\text{Si}_8\text{B}_3$ при последующей термообработке. Установлено, что доля кристаллической фазы в отожженном сплаве с предварительной деформацией 10% в 1.6 раз больше, чем

в отожженном сплаве без предварительного деформирования. Средний размер кристаллов в отожженных образцах не зависит от предварительной деформации и составляет 40 nm. Облегчение кристаллизации и образование большей доли кристаллической фазы в сплаве с предварительной деформацией обусловлено ускорением диффузионного массопереноса в полосах сдвига, образующихся при деформации аморфных сплавов.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] T.-H. Chen, I.-H. Wang, C.-H. Hsieh, C.-H. Kuo, T.-H. Hsieh. *Mater. Res. Express.* **10**, 5, 054001 (2023). DOI: 10.1088/2053-1591/acd226
- [2] N. Fernández-Navas, V. Shtefan, M. Hantusch, A. Gebert. *Metals* **14**, 241. (2024). DOI: 10.3390/met14020241
- [3] J. Zhang, P. Shi, A. Chang, T. Zhao, W. Li, C. Chang, J. Jia, Q. Wang, F. You, D. Feng, X. Wang, Y. Zhao, T. Li, Y. Huang, S. An. *J. Non-Cryst. Solids: X* **1**, 100005 (2019). DOI: 10.1016/j.nocx.2018.100005
- [4] X. Qi, J. You, J. Zhou, K. Qiu, X. Cui, J. Tian, B. Li. *Phys. Status Solidi A* **220**, 14, 2300079 (2023). DOI: 10.1002/pssa.202300079
- [5] J. Han, J. Hong, S. Kwon, H. Choi-Yim. *Metals* **11**, 2, 304 (2021). DOI: 10.3390/met11020304
- [6] K. Lu. *Mater. Sci. Eng. R* **16**, 4, 161 (1996). DOI: 10.1016/0927-796X(95)00187-5
- [7] F.G. Cuevas, S. Lozano-Perez, R.M. Aranda, R. Astacio. *Metals* **10**, 443 (2020). DOI: 10.3390/met10040443
- [8] W. Lu, L. Yang, B. Yan, W. Huan. *J. Alloys Compd.* **420**, 186 (2006). DOI: 10.1016/j.jallcom.2005.10.049
- [9] S.R. Meenuga, D.A. Babu, B. Majumdar, A.K. Birru, K. Guruvadyathri, M.M. Raja. *J. Magn. Magn. Mat.* **584**, 171087 (2023). DOI: 10.1016/j.jmmm.2023.171087
- [10] R.J. Hebert, J.H. Perepezko, H. Rösner, G. Wilde. *Beilstein J. Nanotechnol.* **7**, 1428 (2016). DOI: 10.3762/bjnano.7.134
- [11] N. Boucharat, R. Hebert, H. Rösner, R. Valiev, G. Wilde. *Scr. Mater.* **53**, 7, 823 (2005). DOI: 10.1016/j.scriptamat.2005.06.004
- [12] V. Astanin, D. Gunderov, V. Titov, R. Asfandiyarov. *Metals* **12**, 8, 1278 (2022). DOI: 10.3390/met12081278
- [13] C.Y. Zhang, Z.W. Zhu, S.T. Li, Y.Y. Wang, Z.K. Li, H. Li, G. Yuan, H.F. Zhang. *J. Mater. Sci. Technol.* **181**, 115 (2024). DOI: 10.1016/j.jmst.2023.09.022
- [14] Y. Lou, L. Yang, S. Xv, J. Ma. *Intermetallics* **142**, 107467 (2022). DOI: 10.1016/j.intermet.2022.107467
- [15] C.T. Rios, S. Suriñach, M.D. Baró, C. Bolfarini, W.J. Botta, C.S. Kiminami. *Rev. Adv. Mater. Sci.* **18**, 469 (2008).
- [16] C.F. Conde, J.S. Blazquez, A. Conde. In: *Properties and Application of Nanocrystalline Alloys from amorphous Precursor* / Ed. B. Idzikowski. Kluwer Academic Publ., The Netherlands 111 (2005). [http://refhub.elsevier.com/S0167-577X\(18\)30283-0/h0060](http://refhub.elsevier.com/S0167-577X(18)30283-0/h0060)
- [17] Г.Е. Абросимова, И.М. Шмытько. *Завод. лаб. Диагн. Матер.* **84**, 6, 34 (2018). DOI: 10.26896/1028-6861-2018-84-6-34-37
- [18] А.А. Русаков. *Рентгенография металлов*. Атомиздат, М. (1977). 480 с.
- [19] A.L. Greer, Y.Q. Cheng, E. Ma. *Mater. Sci. Eng. R.* **74**, 4, 71 (2013). DOI: 10.1016/j.mser.2013.04.001
- [20] H. Zhou, L. Shen, B. Sun, W. Wang. *J. Alloys Compd.* **955**, 170164 (2023). DOI: 10.1016/j.jallcom.2023.170164
- [21] R.J. Hebert, J.H. Perepezko. *Metall. Mater. Trans. A.* **39**, 8, 1804 (2008). DOI: 10.1007/s11661-007-9347-7
- [22] A. Aronin, G. Abrosimova. *Metals* **10**, 358 (2020). DOI: 10.3390/met10030358
- [23] G. Abrosimova, V. Chirkova, N. Volkov, B. Straumal, A. Aronin. *Coatings* **14**, 1, 116 (2024). DOI: 10.3390/coatings14010116
- [24] G. Abrosimova, A. Aronin, D. Matveev, E. Pershina. *Mater. Lett.* **97**, 15 (2013). DOI: 10.1016/j.matlet.2013.01.092
- [25] S.V. Vasiliev, A.I. Limanovskii, V.M. Tkachenko, T.V. Tsvetkov, K.A. Svyrydova, V.V. Burkhovetskii, V.N. Sayapin, O.A. Naumchuk, A.S. Aronin, V.I. Tkatch. *Mater. Sci. Eng. A* **850**, 143420 (2022). DOI: 10.1016/j.msea.2022.143420
- [26] G. Abrosimova, V. Chirkova, D. Matveev, E. Pershina, N. Volkov, A. Aronin. *Metals* **13**, 6, 1090 (2023). DOI: 10.3390/met13061090
- [27] Y. Xua, B. Shi. *J. Non-Cryst. Solids* **485**, 74 (2018). DOI: 10.1016/j.jnoncrysol.2018.02.002
- [28] P. Henits, Á. Révész, A.P. Zhilyaev, Zs. Kovács. *Al₈₇Ni₈Y₅* [22] при увеличении доли кристалла. *J. Alloys Compd.* **461**, 1–2, 195 (2008). DOI: 10.1016/j.jallcom.2007.07.049
- [29] A. Anghelus, M.-N. Avettand-Fénoël, C. Cordier, R. Taillard. *J. Alloys Compd.* **651**, 454 (2015). DOI: 10.1016/j.jallcom.2015.08.102
- [30] Л. Бойчишин, М. Ковбуз, О. Герцик, В. Носенко, Б. Котур. *ФТТ* **55**, 2, 209 (2013). <https://journals.ioffe.ru/articles/viewPDF/914>
- [31] X.J. Gu, S.J. Poon, G.J. Shiflet, M. Widom. *Acta Mater.* **56**, 1, 88 (2008). DOI: 10.1016/j.actamat.2007.09.011
- [32] D. Singh, P. Ramasamy, A.S. Jelinek, R. Bhattacharya, Z. Chen, S. Fellner, C. Gammer, Z. Zhang, J. Eckert. *Materialia* **34**, 102104 (2024). DOI: 10.1016/j.mtl.2024.102104
- [33] A. Aronin, D. Matveev, E. Pershina, V. Tkatch, G. Abrosimova. *J. Alloys Compd.* **715**, 176 (2017). DOI: 10.1016/j.jallcom.2017.04.305

Редактор А.Н. Смирнов