

01,07

## Девитрификация аморфного сплава $Al_{87}Ni_6Nd_7$ при термической обработке

© П.А. Ужакин, В.В. Чиркова, Н.А. Волков, Г.Е. Абросимова

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

E-mail: uzhakin@issp.ac.ru

Поступила в Редакцию 10 октября 2023 г.

В окончательной редакции 10 октября 2023 г.

Принята к публикации 11 октября 2023 г.

Методами рентгеноструктурного анализа и дифференциальной сканирующей калориметрии исследованы структура и тепловые эффекты кристаллизации аморфного сплава  $Al_{87}Ni_6Nd_7$ . Показано, что кристаллизация проходит в три стадии. Рассчитана энергия активации трех стадий кристаллизации аморфного сплава  $Al_{87}Ni_6Nd_7$ . Установлено, что после третьей стадии кристаллизации структура сплава является полностью кристаллической и состоит из кристаллов Al,  $Al_{11}Nd_3$  и ранее неизвестной фазы.

**Ключевые слова:** аморфные сплавы, нанокристаллические сплавы, тепловые эффекты, энергия активации, рентгеноструктурный анализ.

DOI: 10.61011/FTT.2024.01.56928.225

### 1. Введение

Развитие новых технологий требует разработки новых материалов с хорошими физическими и химическими свойствами. К таким материалам относятся аморфные и нанокристаллические сплавы [1–8]. Аморфные сплавы получают быстрым охлаждением расплава. При охлаждении со скоростью примерно  $10^6$  K/s фиксируется неупорядоченная структура расплава, и после затвердевания структура сплавов является аморфной. Свойства аморфных сплавов заметно отличаются от свойств их кристаллических аналогов. Аморфная структура является метастабильной и при нагреве и/или деформации происходит кристаллизация. В зависимости от состава сплава и условий обработки (температуры, скорости нагрева, вида, температуры и скорости деформации) кристаллизация приводит к формированию разной структуры (однофазной и многофазной, крупно- или мелкокристаллической, однородной, текстурированной и др.). Фазовые превращения из аморфного в равновесное кристаллическое состояние обычно протекают в несколько стадий, причем на первой стадии, как правило, образуются метастабильные фазы [9,10]. Образование нанокристаллов происходит на первой стадии кристаллизации, структура нанокристаллических сплавов состоит из нанокристаллов, распределенных в аморфной матрице. Размер, морфология и распределение кристаллов зависят от способа воздействия на аморфную структуру. Свойства наноматериалов, формирующихся при кристаллизации аморфных сплавов, часто превосходят свойства и аморфных, и кристаллических аналогов [11,12].

Существует ряд способов формирования нанокристаллической структуры в аморфных сплавах [13–19]. Одним из основных способов является термическая

обработка. Образование нанокристаллов в аморфных сплавах при термической обработке происходит путем первичной реакции кристаллизации, и образующиеся нанокристаллы имеют отличный от матрицы химический состав. Образование нанокристаллов происходит по диффузионному механизму, оставшаяся аморфная матрица обогащается тугоплавкими компонентами сплава, что способствует увеличению ее стабильности. Аморфная матрица измененного состава, сохраняющаяся между нанокристаллами, стабилизирует нанокристаллическую структуру и предотвращает рост и коалесценцию образовавшихся нанокристаллов.

Как было отмечено выше, многие нанокристаллические сплавы характеризуются уникальными физическими свойствами. Одними из наиболее перспективных аморфно-кристаллических сплавов являются сплавы на основе алюминия [20–29], имеющие высокую прочность в сочетании с низким удельным весом [30–33]. Нанокристаллические сплавы группы Al-TM-RE (TM — переходный металл, RE — редкоземельный элемент) состоят из нанокристаллов алюминия и окружающей их аморфной фазы. При этом размер нанокристаллов обычно составляет 20–25 nm, а доля кристаллической фазы не превышает 23–25% [34]. Следует отметить, что особенностью нанокристаллов в этих сплавах является отсутствие линейных дефектов [35,36].

Как уже отмечалось, физические свойства и, в частности, механические свойства аморфных сплавов Al-TM-RE, существенно зависят от параметров образующейся в них нанокристаллической структуры: от размера кристаллов, их морфологии, доли кристаллической фазы. В свою очередь, параметры структурной составляющей в аморфной фазе определяются химическим составом сплавов и условиями обработки. Ранее было

установлено, что наилучшие свойства достигаются при некотором промежуточном размере кристаллов [37,38]. Для получения материалов с оптимальными комплексными свойствами важно выяснить принципы формирования нанокристаллической структуры. В настоящее время имеется много работ, посвященных исследованию процессов кристаллизации аморфных сплавов Al-Ni-RE, содержащих La, Gd, Yb, Y. Целью настоящей работы является исследование процесса кристаллизации еще одного сплава обсуждаемой группы — аморфного сплава  $Al_{87}Ni_6Nd_7$ .

## 2. Материалы и методы

Аморфный сплав номинального состава  $Al_{88}Ni_6Nd_6$  был получен в виде ленты методом скоростной закалки расплава на быстро движущуюся подложку. Скорость охлаждения составляла  $10^6$  К/с. Ширина полученной ленты составляет 12 мм, а толщина —  $20 \mu\text{m}$ . Состав полученной аморфной ленты контролировался методом локального рентгеноспектрального анализа на сканирующем электронном микроскопе ZeissSupra 50VP. Измерение тепловых характеристик фазовых превращений при переходе из аморфное в кристаллическое состояние проводилось методом калориметрии на дифференциальном сканирующем калориметре PerkinElmer DSC-7. Измерения проводились при нагреве с постоянной скоростью, скорости нагрева составляли 5, 10, 20 К/мин. Для исследования фазовых превращений образцы подвергались нагреву в калориметре со скоростью 20 К/мин. Энергия активации кристаллизации рассчитывалась методом Киссинджера [39]:

$$\ln\left(\frac{T^2}{\beta}\right) = \frac{E_a}{RT} + C,$$

где  $T$  — температура начала пика при определенной скорости нагрева (К),  $\beta$  — скорость нагрева (К/мин),  $E_a$  — энергия активации (кДж/моль),  $R$  — газовая постоянная (Дж/(моль·К)).

Структура образцов исследовалась на рентгеновском дифрактометре SIEMENS D-500 с использованием  $Co K\alpha$ -излучения. При обработке спектров использовалась специальная программа, позволяющая проводить сглаживание, коррекцию фона, разделение перекрывающихся максимумов и др.

## 3. Результаты

Как отмечалось выше, состав сплавов контролировался методом рентгеноспектрального анализа. На рис. 1 представлен график изменения состава, полученный с участка образца длиной  $300 \mu\text{m}$ , данные по компонентом сплава приведены в табл. 1. Реальный состав аморфной ленты немного отличается от номинального состава. Распределение компонентов по длине ленты однородно.

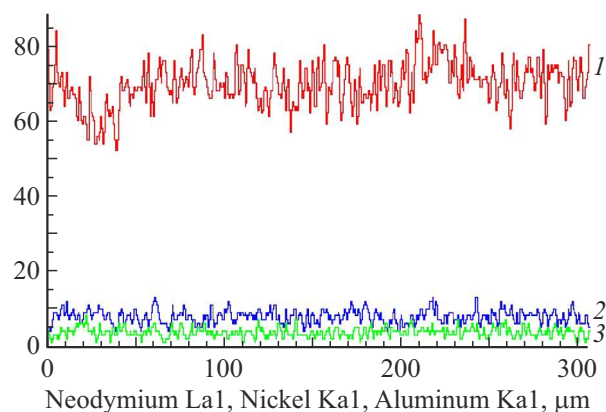


Рис. 1. Распределение компонентов сплава  $Al_{87}Ni_6Nd_7$  по длине ленты: 1 — Al, 2 — Nd, 3 — Ni.

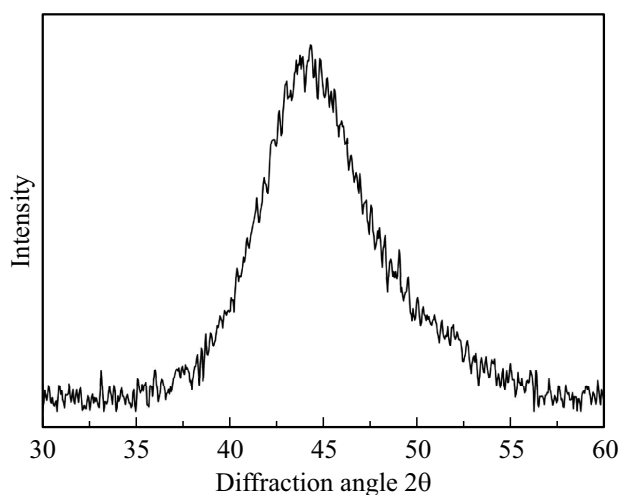


Рис. 2. Рентгенограмма исходного аморфного сплава  $Al_{87}Ni_6Nd_7$ . Исследование процессов кристаллизации проводилось при нагреве с постоянной скоростью.

На рентгенограммах образцов после получения отражений от кристаллических фаз обнаружено не было. На рис. 2 представлена рентгенограмма исходного аморфного сплава  $Al_{87}Ni_6Nd_7$  (область основного диффузионного максимума). На рис. 3 представлена термограмма аморфного сплава  $Al_{87}Ni_6Nd_7$ , полученная при скорости

Таблица 1. Химический состав образцов аморфного сплава после закалки

Элемент	at.%
Al K	86.89
Ni K	5.81
Nd L	7.30
Полный	100

**Таблица 2.** Тепловые характеристики аморфных сплавов Al-Ni-(Nd, Y, La, Gd) при скорости нагрева 20 K/min:  $T_{cr}$  — температура начала конкретной стадии кристаллизации;  $T_{peak}$  — температура вершины пика, соответствующего конкретной стадии кристаллизации;  $\Delta H$  — тепловой эффект или энтальпия тепловыделения конкретной стадии кристаллизации

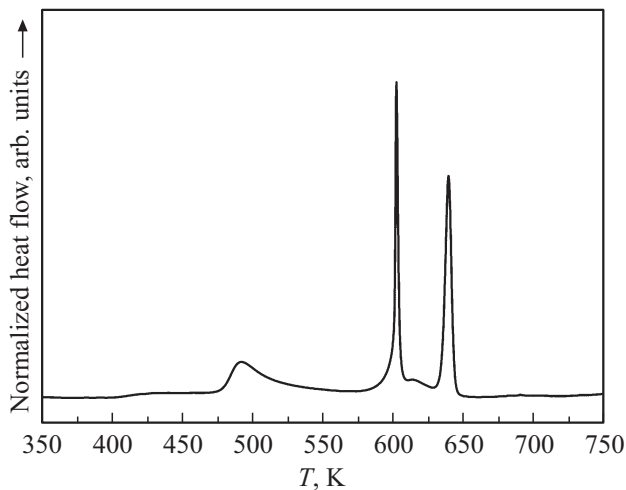
Состав	1 стадия кристаллизации			2 стадия кристаллизации			3 стадия кристаллизации			Ссылки
	$T_{cr}$ , К	$T_{peak}$ , К	$\Delta H$ , J/g	$T_{cr}$ , К	$T_{peak}$ , К	$\Delta H$ , J/g	$T_{cr}$ , К	$T_{peak}$ , К	$\Delta H$ , J/g	
Al <sub>87</sub> Ni <sub>6</sub> Nd <sub>7</sub>	469	491	21.5	575	602	22.6	627	639	28.5	Наст. работа
Al <sub>88</sub> Ni <sub>6</sub> Y <sub>6</sub>	443	460	41.4	576	598	40.0	610	623	39.2	[41]
Al <sub>87</sub> Ni <sub>8</sub> La <sub>5</sub>	504	512	26.9	571	598	—	610	613	—	[42]
Al <sub>87</sub> Ni <sub>8</sub> Gd <sub>5</sub>	474	487	26.2	605	606	39.0	631	635	53.5	[43]

**Таблица 3.** К расчету энергии активации трёх стадий кристаллизации аморфного сплава Al<sub>87</sub>Ni<sub>6</sub>Nd<sub>7</sub>:  $\beta$  — скорость нагрева;  $T_{cr}$  — температура начала кристаллизации каждой из стадий

Скорость нагрева, $\beta$ , K/min	Температура начала кристаллизации, $T_{cr}$ , К		
	1 стадия кристаллизации	2 стадия кристаллизации	3 стадия кристаллизации
5	461	567	613
10	465	571	620
20	469	575	627

нагрева 20 K/min. На термограмме присутствуют три пика, соответствующие трем стадиям кристаллизации.

По термограмме (рис. 3) были определены температуры начала кристаллизации и тепловые эффекты для каждой стадии кристаллизации. Температура начала кристаллизации и тепловой эффект первой стадии составляют 469 K и 21.5 J/g; второй стадии — 575 K и 22.6 J/g; третьей стадии — 627 K и 28.5 J/g, соответственно. На кривой нагрева особенности, связанной с

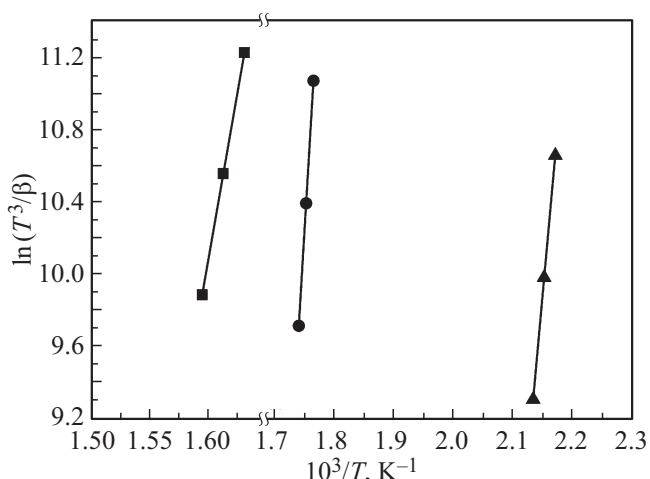


**Рис. 3.** Термограмма аморфного сплава Al<sub>87</sub>Ni<sub>6</sub>Nd<sub>7</sub> при скорости нагрева 20 K/min

температурой стеклования  $T_g$ , не наблюдалось. Согласно литературным данным, ряд аморфных сплавов системы Al-TM-RE не имеют четко выраженной  $T_g$  [40], а в некоторых сплавах этой системы температура стеклования может совпадать с температурой начала кристаллизации [28]. В табл. 2 для сравнения приведены известные данные по тепловым характеристикам каждой стадии кристаллизации аморфных сплавов Al-Ni-(Y, La, Gd) близкого концентрационного состава (скорость нагрева 20 K/min) [41–43]. Видно, что тепловые эффекты трех стадий кристаллизации аморфного сплава Al<sub>87</sub>Ni<sub>6</sub>Nd<sub>7</sub> заметно меньше, чем в сплавах с другими редкоземельными элементами. При этом температура начала первой стадии кристаллизации в исследуемом аморфном сплаве Al<sub>87</sub>Ni<sub>6</sub>Nd<sub>7</sub> больше по сравнению с таковой в сплаве состава Al<sub>88</sub>Ni<sub>6</sub>Y<sub>6</sub> и заметно меньше, чем в сплавах Al<sub>87</sub>Ni<sub>8</sub>La<sub>5</sub> и Al<sub>87</sub>Ni<sub>8</sub>Gd<sub>5</sub>.

По данным калориметрии проводился расчет энергии активации кристаллизации аморфного сплава (табл. 3). Энергия активации рассчитывалась как наклон прямой (рис. 4), проходящий через экспериментальные значения, построенные в координатах  $\ln(T^2/\beta)$  от  $10^3/T_p$ .

Энергия активации  $E_a$  первой, второй и третьей стадий кристаллизации составляет 304, 460 и 306 kJ/mol, соответственно. Полученные результаты для энергии активации первой стадии кристаллизации аморфного сплава Al<sub>87</sub>Ni<sub>6</sub>Nd<sub>7</sub> хорошо согласуются с данными об энергии активации сплавов Al-Ni-Nd, представленными в



**Рис. 4.** График Киссинджера, построенный для определения энергии активации кристаллизации аморфного сплава  $Al_{87}Ni_6Nd_7$ : треугольники — 1 стадия кристаллизации; кружки — 2 стадия кристаллизации; квадраты — 3 стадия кристаллизации.

работе [40]. Увеличение концентрации редкоземельного элемента Nd приводит к увеличению энергии активации первой стадии кристаллизации аморфных сплавов Al-Ni-Nd [40].

Для сравнения с исследуемым в настоящей работе сплавом в табл. 4 приведены значения энергии активации первой стадии кристаллизации для сплавов Al-Ni-(Dy, Gd, Sm, Y, Ce, La). Значения энергии активации аморфных сплавов Al-Ni-RE, состав которых отличается от исследуемого в данной работе сплава примерно на 1–2 at.%, приведены по данным работ [21,40,44].

Изменение фазового состава при нагреве проводилось на образцах, нагревавшихся в калориметре со скоростью 20 K/min до температур, соответствующих окончанию каждой из трех стадий кристаллизации. На рис. 5 представлена рентгенограмма аморфного сплава  $Al_{87}Ni_6Nd_7$ , нагретого до температуры 533 K (окончание первой стадии кристаллизации). Анализ рентгенограммы пока-

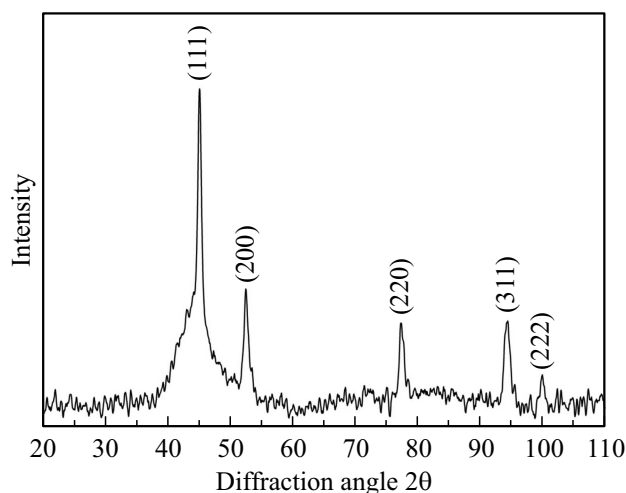
**Таблица 4.** Энергия активации  $E_a$  первой стадии кристаллизации в аморфных сплавах Al-Ni-(Nd, Dy, Gd, Sm, Y, Ce, La)

Состав	$E_a$ , kJ/mol	Ссылки
$Al_{87}Ni_8Dy_5$	163	[21]
$Al_{87}Ni_8Gd_5$	199	[21]
$Al_{87}Ni_7Sm_6$	260	[44]
$Al_{87}Ni_6Y_7$	283	[40]
$Al_{87}Ni_6Nd_7$	304	Наст. работа
$Al_{87}Ni_6Ce_7$	363	[40]
$Al_{87}Ni_7La_6$	311	[40]

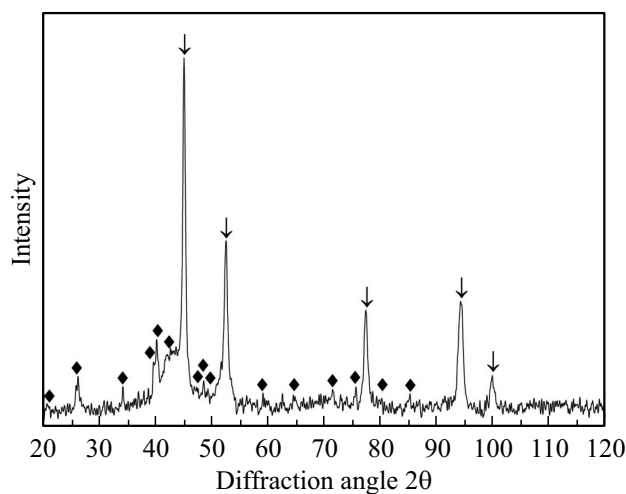
зал, что на первой стадии кристаллизации происходит образование нанокристаллов алюминия, и после ее окончания структура сплава состоит из нанокристаллов алюминия и оставшейся аморфной фазы.

На второй стадии кристаллизации (при температуре около 613 K) происходит выделение кристаллов  $Al_{11}Nd_3$  (пространственная группа Immm), что находится в соответствии с равновесной фазовой диаграммой Al-Nd. После окончания второй стадии кристаллизации структура состоит из кристаллов Al,  $Al_{11}Nd_3$  и небольшого количества оставшейся аморфной фазы (рис. 6).

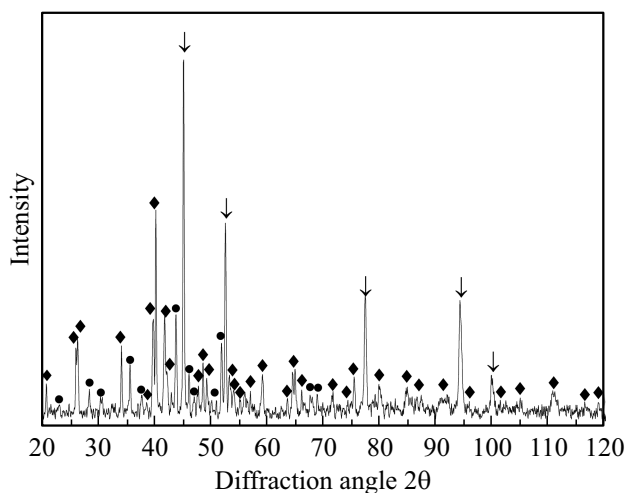
На рис. 7 представлена рентгенограмма образца, нагретого до температуры, соответствующей окончанию третьей стадии кристаллизации. После этой стадии структура сплава является полностью кристаллической. Фазовый анализ показал, что после третьей стадии кри-



**Рис. 5.** Рентгенограмма сплава  $Al_{87}Ni_6Nd_7$ , нагретого до температуры 533 K (после первой стадии кристаллизации).



**Рис. 6.** Рентгенограмма сплава  $Al_{87}Ni_6Nd_7$ , нагретого до температуры 613 K (после второй стадии кристаллизации): стрелки — отражения от кристаллов Al; ромбики —  $Al_{11}Nd_3$ .



**Рис. 7.** Рентгенограмма сплава  $\text{Al}_{87}\text{Ni}_6\text{Nd}_7$  после третьей стадии кристаллизации: стрелки — отражения от кристаллов Al; ромбики —  $\text{Al}_{11}\text{Nd}_3$ ; кружки — неизвестная фаза.

сталлизации на рентгенограмме помимо отражений от кристаллов Al и  $\text{Al}_{11}\text{Nd}_3$  присутствуют также отражения еще одной ранее неизвестной фазы. Определение структуры новой фазы требует дополнительных исследований.

#### 4. Заключение

Исследована кристаллизация аморфного сплава  $\text{Al}_{87}\text{Ni}_6\text{Nd}_7$  при термической обработке. Показано, что кристаллизация проходит в три стадии. Определены тепловые эффекты всех трех стадий кристаллизации; они составляют 21.5, 22.6 и 28.5 J/g соответственно. Рассчитана энергия активации первой стадии кристаллизации (304 kJ/mol). Проведено сравнение тепловых эффектов исследуемого в данной работе аморфного сплава  $\text{Al}_{87}\text{Ni}_6\text{Nd}_7$  и сплавов Al-Ni-RE с другими редкоземельными элементами.

Установлена последовательность фазовых превращений при термообработке аморфного сплава  $\text{Al}_{87}\text{Ni}_6\text{Nd}_7$ . На первой стадии кристаллизации происходит образование кристаллов алюминия, на второй стадии кристаллизации формируются кристаллы фазы  $\text{Al}_{11}\text{Nd}_3$ , на третьей стадии происходит образование кристаллов ранее неизвестной кристаллической фазы.

#### Благодарности

Авторы благодарят Р.И. Усманову за проведение дифференциальной сканирующей калориметрии.

#### Финансирование работы

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда, проект 23-23-00171.

#### Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

#### Список литературы

- [1] C. Morón, C. Cabrera, A. Morón, A. García, M. González. *Sensors* **15**, 11, 28340 (2015). <https://doi.org/10.3390/s151128340>
- [2] G. Herzer. *Acta Mater.* **61**, 3, 718 (2013). <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2012.10.040>
- [3] Y. Yoshizawa, S. Oguma, K. Yamauchi. *J. Appl. Phys.* **64**, 6044 (1988). <http://dx.doi.org/10.1063/1.342149>
- [4] A. Aronin, G. Abrosimova. *Metals* **10**, 358, (2020). <https://doi.org/10.3390/met10030358>
- [5] A. Inoue, M. Yamamoto, H.M. Kimura, T. Masumoto. *J. Mater. Sci. Lett.* **6**, 194 (1987). <https://doi.org/10.1007/BF01728983>
- [6] A. Inoue. *J. Mater. Sci. Lett.* **43**, 365 (1998). <https://doi.org/10.1201/9781420033816.ch3>
- [7] Г.Е. Абросимова, А.С. Аронин, О.И. Баркалов, М.М. Деметьева. *ФТТ* **55**, 9, 1773 (2013). <https://doi.org/10.1134/S1063783413090023>
- [8] Z. Huo, G. Zhang, J. Han, J. Wang, S. Ma, H. Wang. *Processes* **10**, 6, 1203 (2022). <https://doi.org/10.3390/pr10061203>
- [9] S. Spriano, C. Antonione, R. Doglione, L. Battezzati, S. Cardoso, J.C. Soares, M.F. Da Silva. *Phil. Mag. B* **76**, 4, 529 (1997). <https://doi.org/10.1080/01418639708241119>
- [10] L.Q. Xing, J. Eckert, W. Löser, L. Schultz. *Appl. Phys. Lett.* **74**, 5, 664(1999). <https://doi.org/10.1063/1.122980>
- [11] В.В. Чиркова, Н.А. Волков, И.А. Шолин, Г.Е. Абросимова, А.С. Аронин. *ФТТ* **64**, 7, 759 (2022). <https://doi.org/10.21883/FTT.2022.07.52558.307>
- [12] S.P. Mondal, K.H. Maria, S.S. Sikder, S. Choudhury, D.K. Saha, M.A. Hakim. *J. Mater. Sci. Technol.* **28**, 1, 21 (2012). [https://doi.org/10.1016/S1005-0302\(12\)60018-8](https://doi.org/10.1016/S1005-0302(12)60018-8)
- [13] Н.В. Ершов, Ю.П. Черненко, В.А. Лукшина, О.П. Смирнов, Д.А. Шишкин. *ФТТ* **63**, 7, 834 (2021). <https://doi.org/10.21883/FTT.2021.07.51032.041>
- [14] R.J. Hebert, J.H. Perepezko, H. Rösner, G. Wilde. *Beilstein J. Nanotechnol.* **7**, 1428 (2016). <https://doi.org/10.3762/bjnano.7.134>
- [15] G. Abrosimova, A. Aronin, D. Matveev, E. Pershina. *Mater. Lett.* **97**, 15 (2013). <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2013.01.092>
- [16] Г.Е. Абросимова, А.С. Аронин. *ФТТ* **59**, 11, 2227(2017). <https://doi.org/10.21883/FTT.2017.11.45066.142>
- [17] A. Aronin, D. Matveev, E. Pershina, V. Tkatch, G. Abrosimova. *J. Alloys Compd.* **715**, 176 (2017). <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.04.305>
- [18] Zs. Kovács, P. Henits, S. Hóbor, Á. Révész. *Rev. Adv. Mater. Sci.* **18**, 593 (2008). <https://doi.org/10.1016/J.SCRIPTAMAT.2006.02.004>
- [19] Н.Н. Ситников, А.В. Шеляков, Р.В. Сундеев, И.А. Хабибуллина. *ФТТ* **62**, 5, 644 (2020). <https://doi.org/10.21883/FTT.2020.05.49223.14M>
- [20] Y.H. Kim, A. Inoue, T. Masumoto. *Mater. Trans. JIM* **32**, 4, 331 (1991). <https://doi.org/10.2320/matertrans1989.32.331>
- [21] T. Mika, M. Karolus, L. Boichyshyn, G. Haneczok, B. Kotur, V. Nosenko. *Chem. Met. Alloys* **5**, 50 (2012). <https://doi.org/10.30970/cma5.0208>

- [22] M.Y. Na, K.C. Kim, W.T. Kim, D.H. Kim. Appl. Micro. **43**, 127 (2013). <http://dx.doi.org/10.9729/AM.2013.43.3.127>
- [23] Z.C. Zhong, X.Y. Jiang, A.L. Greer. Phil. Mag. B **76**, 4, 505 (1997). <http://dx.doi.org/10.1080/01418639708241116>
- [24] T. Mika, M. Karolus, G. Haneczok, L. Bednarska, E. Łagiewka, B. Kotur. J. Non-Cryst. Solids **354**, 27, 3099 (2008). <https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2008.01.020>
- [25] M. Calin, U. Köster. Mater. Sci. Forum **269–272**, 749 (1998). <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.269-272.749>
- [26] M.C. Gao, F. Guo, S.J. Poon, G.J. Shiflet. Mater. Sci. Eng. **485**, 532 (2008). <https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.08.009>
- [27] P. Rizzi, A. Habib, A. Castellero, L. Battezzati. Intermetallics **33**, 38–43 (2013). <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2012.09.026>
- [28] J. Zhang, P. Shi, A. Chang, T. Zhao, W. Lia, C. Chang, J. Jia, Q. Wang, F. You, D. Feng, X. Wang, Y. Zhao, Tao Li, Y. Huang, S. Ana. J. Non-Cryst. Solids X **1**, 100005 (2019). <https://doi.org/10.1016/J.NOCX.2018.100005>
- [29] P. Rizzi, L. Battezzati. J. Alloys Compd. **434–435**, 36 (2007). <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2006.08.186>
- [30] D.V. Louzguine, A. Inoue. J. Non-Cryst. Solids **311**, 281 (2002). [https://doi.org/10.1016/S0022-3093\(02\)01375-3](https://doi.org/10.1016/S0022-3093(02)01375-3)
- [31] D.V. Louzguine-Luzgin, A. Inoue. J. Alloys Comp. **399**, 1–2, 78 (2005). <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2005.02.018>
- [32] A. Inoue, T. Ochiai, Y. Horio, T. Masumoto. Mater. Sci. Eng. **179–180**, 649 (1994). [https://doi.org/10.1016/0921-5093\(94\)90286-0](https://doi.org/10.1016/0921-5093(94)90286-0)
- [33] Y. He, Y.F. Poon, G.Y. Shiflet. Science. **241**, 1640 (1988). <https://doi.org/10.1126/science.241.4873.1640>
- [34] G.E. Abrosimova, A.S. Aronin, Yu.V. Kir'janov, T.F. Gloriant, A.L. Greer. Nanostruct. Mater. **12**, 617620 (1999).
- [35] Г.Е. Абросимова, А.С. Аронин. ФТТ **44**, 6, 961 (2002).
- [36] Г.Е. Абросимова, А.С. Аронин. ФТТ **51**, 9 (2009).
- [37] K. Lu. Mater. Sci. Eng. **16**, 4, 161 (2019). [https://doi.org/10.1016/0927-796X\(95\)00187-5](https://doi.org/10.1016/0927-796X(95)00187-5)
- [38] G. Herzer. Magn. Hysteresis Nov. Mater. **338**, 711 (1997). [https://doi.org/10.1007/978-94-011-5478-9\\_77](https://doi.org/10.1007/978-94-011-5478-9_77)
- [39] H.E. Kissinger. J. Res. Natl. Bur. Stand. **57**, 4, 2712 (1956). <https://doi.org/10.6028/jres.057.026>
- [40] Z.H. Huang, J.F. Li, Q.L. Rao, Y.H. Zhou. Mater. Sci. Eng. **489**, 380 (2008). <https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.12.027>
- [41] Г.Е. Абросимова, А.С. Аронин. ФТТ **51**, 9 (2009).
- [42] A. Aronin, D. Matveev, E. Pershina, V. Tkatch, G. Abrosimova. J. Alloys Compd. **715**, 176 (2017). <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.04.305>
- [43] G. Abrosimova, V. Chirkova, E. Pershina, N. Volkov, I. Sholin, A. Aronin. Metals **12**, 2, 332 (2022). <https://doi.org/10.3390/met12020332>
- [44] L. Battezzati, P. Rizzi, V. Rontó. Mater. Sci. Engin. **375–377**, 927 (2002). <https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.10.042>

Редактор Т.Н. Василевская