

Научная статья

1.3.8. Физика конденсированного состояния (физико-математические науки)

УДК 539.381

doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2022.01.007

**ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТЖИГА НА ЭВОЛЮЦИЮ ДИСЛОКАЦИОННОЙ И ДОМЕННОЙ СТРУКТУРЫ СПЛАВА Pd<sub>3</sub>Fe В РАЗУПОРЯДОЧЕННОМ И УПОРЯДОЧЕННОМ СОСТОЯНИЯХ****Людмила Ильинична Тришкина<sup>1†</sup>, Анатолий Анатольевич Клопотов<sup>2</sup>,  
Татьяна Викторовна Черкасова<sup>3</sup>, Юрий Афанасьевич Абзаев<sup>4</sup>,  
Виктория Александровна Литвинова<sup>5</sup>, Михаил Дмитриевич Старостенков<sup>6</sup>**<sup>1, 2, 3, 4, 5</sup> Томский государственный архитектурно-строительный университет, пл. Соляная, 2, 634003, Томск, Россия<sup>6</sup> Алтайский государственный технический университет им. Ползунова, пр. Ленина, 46, 656038, Барнаул, Россия<sup>1</sup> trishkina.53@mail.ru<sup>†</sup>, <https://orcid.org/0000-0002-2724-0691><sup>2</sup> klopotovaa@tsuab.ru, <https://orcid.org/0000-0002-3690-0436><sup>3</sup> cherkasova\_tv@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0001-5330-9093><sup>4</sup> abzaev@tsuab.ru, <https://orcid.org/0000-0002-6529-3794><sup>5</sup> victorisain@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0001-7902-5427><sup>6</sup> genphys@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-6326-7613>

**Аннотация.** В работе представлены исследования дислокационной и доменной структуры упорядоченного и разупорядоченного поликристаллического сплава Pd<sub>3</sub>Fe. Для изучения дефектной структуры использовался метод электронной дифракционной микроскопии. Упорядоченное состояние сплава достигалось при ступенчатом охлаждении образцов со скоростью 5 и 10 градусов в сутки при разных температурах отжига. Повышение температуры отжига и скорости охлаждения оказывает влияние на размеры доменов, которые образуются в сплаве. Типы дислокационных субструктур (ДСС) изменяются при увеличении степени деформации  $\epsilon$ . В упорядоченном сплаве и в неупорядоченном при той же степени деформации типы дислокационной субструктуры несколько отличаются. Основным параметром, характеризующим упрочнение материала, является средняя скалярная плотность дислокаций. Плотность дислокаций при увеличении степени деформации и фиксированной температуре отжига увеличивается. При росте степени деформации происходит образование разориентировок в структуре. Разориентировки качественно идентифицируются возникновением на электронно-микроскопических снимках экстинкционных деформационных контуров. Количественным параметром разупорядоченной структуры является кривизна-кручение кристаллической решетки ( $\chi$ ). Установлено, что величина  $\chi$  увеличивается с ростом степени деформации.

**Ключевые слова:** сплав Pd<sub>3</sub>Fe, деформация, дислокационные субструктуры, сверхструктура L1<sub>2</sub>, антифазные границы и домены.

**Благодарности:** Работа выполнена при финансовой поддержке Государственного задания Министерства образования и науки Российской Федерации (проект №. FE MN-2020-0004).

**Для цитирования:** Тришкина Л.И., Клопотов А.А., Черкасова Т.В., Абзаев Ю.А., Литвинова В.А., Старостенков М.Д. Влияние температуры отжига на эволюцию дислокационной и доменной структуры сплава Pd<sub>3</sub>Fe в разупорядоченном и упорядоченном состояниях // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2022. Т. 19, № 1. С. 58–68. doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2022.01.007.

Original article

## EFFECT OF ANNEALING TEMPERATURE ON THE EVOLUTION OF THE DISLOCATION AND DOMAIN STRUCTURE OF Pd<sub>3</sub>Fe ALLOY IN DISORDERED AND ORDERED STATES

Lyudmila I. Trishkina<sup>1†</sup>, Anatoly A. Klopotov<sup>2</sup>, Tatyana V. Cherkasova<sup>3</sup>, Yurii A. Abzaev<sup>4</sup>, Victoria A. Litvinova<sup>5</sup>, Mikhail D. Starostenkov<sup>6</sup>

<sup>1, 2, 3, 4, 5</sup> Tomsk State University of Architecture and Building, Solyanaya Sq., 2, Tomsk, 634003, Russia

<sup>6</sup> I.I. Polzunov Altai State Technical University, Lenin Pr., 46, Barnaul, 656038, Russia

<sup>1</sup> trishkina.53@mail.ru<sup>†</sup>, <https://orcid.org/0000-0002-2724-0691>

<sup>2</sup> klopotovaa@tsuab.ru, <https://orcid.org/0000-0002-3690-0436>

<sup>3</sup> cherkasova\_tv@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0001-5330-9093>

<sup>4</sup> abzaev@tsuab.ru, <https://orcid.org/0000-0002-6529-3794>

<sup>5</sup> victorisain@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0001-7902-5427>

<sup>6</sup> genphys@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-6326-7613>

**Abstract.** The paper presents studies of the dislocation and domain structure of ordered and disordered polycrystalline Pd<sub>3</sub>Fe alloy. To study the defect structure, the method of electron diffraction microscopy was used. The ordered state of the alloy was achieved by stepwise cooling of the samples at a rate of 5 and 10 degrees per day at different annealing temperatures. An increase in the annealing temperature and cooling rate affects the size of the domains that form in the alloy. The types of dislocation substructures (DSS) change with an increase in the degree of deformation  $\varepsilon$ . In an ordered alloy and in a disordered one, at the same degree of deformation, the types of dislocation substructure are somewhat different. The main parameter characterizing the hardening of a material is the average scalar density of dislocations. The dislocation density increases with an increase in the degree of deformation and a fixed annealing temperature. With an increase in the degree of deformation, misorientations are formed in the structure. Misorientations are qualitatively identified by the appearance of extinction deformation contours on electron microscopic images. The quantitative parameter of the disordered structure is the curvature-torsion of the crystal lattice ( $\chi$ ). It has been established that the value of  $\chi$  increases with an increase in the degree of deformation.

**Keywords:** Pd<sub>3</sub>Fe alloy, deformation, dislocation substructures, L<sub>1</sub><sub>2</sub> superstructure, antiphase boundaries and domains.

**Acknowledgements:** The work was supported by the State Assignment of the Ministry of Education and Science of the Russian Federation (project №. FE MN-2020-0004).

**For citation:** Trishkina, L. I., Klopotov, A. A., Cherkasova, T. V., Abzaev, Yu. A., Litvinova, V. A. & Starostenkov, M.D. (2022). Effect of annealing time on the evolution of the dislocation and domain structure of Pd<sub>3</sub>Fe alloy in disordered and ordered States. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya (Basic Problems of Material Science (BPMS))*, 1(19), 58–68. (In Russ.). doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2022.01.007.

### Введение

Чтобы получить из разупорядоченного твердого раствора упорядоченную фазу нужно осуществить фазовый переход первого рода. При этом способе происходит упрочнение металлических сплавов [1]. К одним из важных способов упрочнения сплавов можно отнести повышение плотности дефектов в материале. Слабоустойчивые структурно-фазовые состояния, которые появляются в обоих способах, приводят к появлению соответствующих структурных элементов – носителей деформации, например, дислокаций [2, 3]. Хорошее сочетание прочности и пластичности можно получить при совмещении перевода сплавов в упорядоченное состояние и термомеханических обработок.

Деформационное воздействие на сплавы в упорядоченном состоянии может привести к разрушению атомного дальнего порядка [2]. Это может быть обусловлено увеличением плотности антифазных границ (АФГ).

В мировой литературе больше всего уделено теоретическому исследованию формированию антифазных границ в упорядочивающихся сплавах [4-13], а практического изучения АФГ практически нет. Поэтому возникает необходимость проводить экспериментальные исследования структуры АФГ и доменной структуры для выявления и моделирования процессов, происходящих на них. Исследование эволюции дислокационной структуры в процессе деформации поликристаллических сплавов со сверхструктурой L<sub>1</sub><sub>2</sub> проводилось на сплавах Ni<sub>3</sub>Fe

[14-17], Ni<sub>3</sub>Mn [18], Ni<sub>3</sub>Ge [19] и др. Возникает интерес общих закономерностей деформационных процессов в упорядочивающихся сплавах со сверхструктурой L1<sub>2</sub>. Антифазные границы можно считать неравновесными дефектами как термического, так и сдвигового происхождения термодинамически упорядоченных сплавов. АФГ могут наблюдаться и сохраняться в твердом растворе сплава в больших количествах, а также оказывать влияние на многие свойства сплавов. Структура АФГ может находиться как в неравновесном, так и квазиравновесном состояниях. Так как наблюдаются близкие значения факторов атомного рассеяния таких металлов как никель, железо и марганец и поэтому фиксировать в этих сплавах антифазные границы в обычных условиях в электронном микроскопе съемка затруднительно.

Известно, что сплав Pd<sub>3</sub>Fe является изоморфным [20] и его можно использовать для исследования. Работ по выяснению особенностей формирования эволюции дислокационной структуры после деформации в упорядоченном сплаве Pd<sub>3</sub>Fe недостаточно [21-23]. В работе представлены результаты исследования дислокационной и доменной структуры и ее параметров поликристаллического сплава Pd<sub>3</sub>Fe в упорядоченном и разупорядоченном состояниях после различных степеней деформации и температурах отжига.

### Материал и методика эксперимента

Для исследования использовали сплав Pd<sub>3</sub>Fe стехиометрического состава. Сплав был выплавлен дуговой плавкой с не расходующим электродом в атмосфере гелия. Гомогенизация слитка проводилась при температуре T = 1373 Кв течение 20 ч. После закалки в воду достигалось разупорядоченное состояние сплава. Температура изотермического отжига составляла 500 °С и 600 °С. Время отжига – 120, 170 и 350 часов. Деформация образцов в виде пластин осуществлялась растяжением со скоростью движения подвижного захвата 18 мм/мин (0,0021 с<sup>-1</sup>).

Образцы для исследования вырезались из слитка на электроискровом станке до пластин толщиной 0,1±0,15 мм. Средний размер зерен ~60 мкм и измерялся методом секущей [24, 25]. Структурно-фазовое состояние сплава, которое определялось на дифрактометре ДРОН-1,5 показало, что после отжига сплав имеет сверхструктуру L1<sub>2</sub> и находился в однофазном состоянии. Структуру антифазных доменов и ан-

тифазных границ определяли с использованием темнопольного изображения в сверхструктурных рефлексах в электронном микроскопе. Измерение антифазных доменов (АФД) проводилось по трем кристаллографическим направлениям [110], [100], [111].

Исследование структуры, которая формируется при различных степенях деформации и температурах испытания проводилось на электронных микроскопах с ускоряющим напряжением 125 кВ. Для более полной картины снимки в электронном микроскопе проводились с использованием гониометра. Увеличение в колонне микроскопа было ×30000.

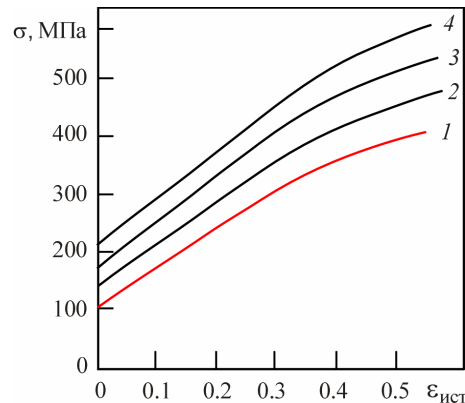
Рассмотрим некоторые особенности исследования упорядоченных сплавов. Светлопольное изображение, полученное с исследуемого участка фольги в электронном микроскопе, формируется всеми рефлексами. Для выявления наличия о доменной структуре упорядоченного сплава нужно получить несколько микроснимков темнопольных изображений в сверхструктурных рефлексах, которые соответствуют данному участку фольги в электронном микроскопе. Тем не менее, на изображениях, снятых в действующем конкретном сверхструктурном отражении можно не увидеть всех АФГ, для этого нужно наклонять образец в колонне микроскопа, используя гониометр для получения нужных отражений и микроснимков с АФГ. Имеется несколько факторов, которые могут влиять на контраст при изображении АФГ: размер и ориентировки самого кристалла, место, где возможно может формироваться дефект относительно поверхности фольги, на какую величину способен отклониться видимый дефект от брэгговского отражения, наконец, от типа структуры самой антифазной границы. Метод электронной микроскопии показал, что в случае изображения релаксированных границ могут реализовываться дефекты разнообразным типом контраста на них.

### Результаты исследования

На рис.1 приведены кривые деформации «σ-ε» сплава в разупорядоченном и упорядоченном состояниях при температуре 500 °С при разных временах отжига 120, 170 и 350 ч. Из рисунка видно, что при фиксированной степени деформации напряжения выше в упорядоченных сплавах, которые отжигались в течение 350 часов. Начальное напряжение в упорядоченных сплавах в два раза больше, чем в разупорядоченном. Электронно-микроскопические

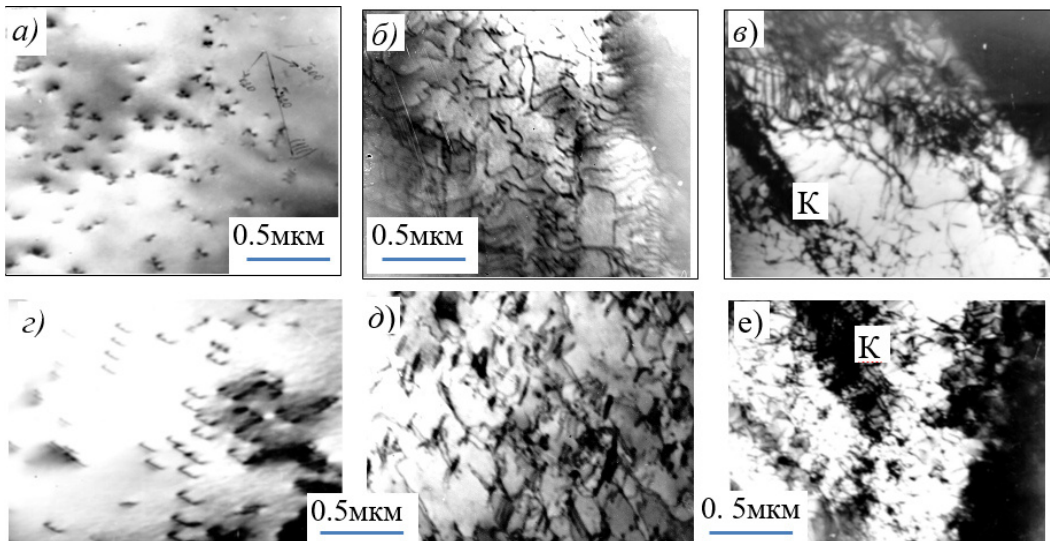
исследования показали, что в сплаве присутствует дислокационная субструктура разного типа, антифазные границы и домены. Рассмотрим формирование дислокационной субструктуры при разных степенях деформации. На рис.2 показаны типы ДСС в сплаве при температуре отжига  $600\text{ }^\circ\text{C}$  в течение 120 часов. В разупорядоченном состоянии в сплаве в самом начале пластической деформации наблюдается хаотическое распределение дислокаций (рис.2а). В упорядоченном состоянии наряду с хаосом

присутствуют дислокационные скопления (рис.2г). При увеличении степени деформации происходит формирование сетчатой ДСС в обоих состояниях сплава (рис.2б,д). Дальнейший рост степени деформации приводит к образованию разориентировок в субструктуре, которые идентифицируются наличием экстинкционных деформационных контуров (К) в структуре, а также повышением плотности дислокаций (рис.2в,е).



**Рис.1.** Деформационные кривые сплава  $Pd_3Fe$  в разупорядоченном (1) и упорядоченном (2–4) состояниях при температуре  $500\text{ }^\circ\text{C}$  и при различных часах отжига: 2 –  $t = 120$  ч, 3 –  $t = 170$  ч, 4 –  $t = 350$  ч

**Fig.1.** Deformation curves of the  $Pd_3Fe$  alloy in (1) disordered and (2–4) ordered states at a temperature of  $500\text{ }^\circ\text{C}$  and at different annealing hours: 2 –  $t = 120$  h, 3 –  $t = 170$  h, 4 –  $t = 350$  h

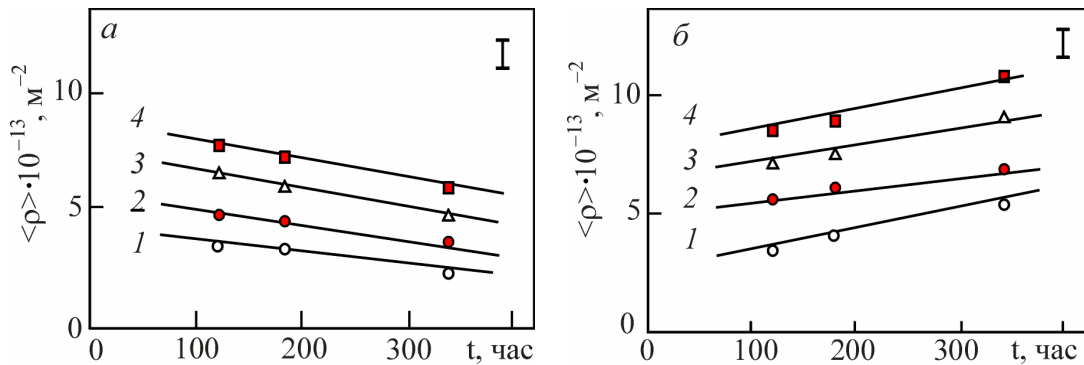


**Рис.2.** Электронно-микроскопическое изображение типов дислокационной структуры в сплаве  $Pd_3Fe$  после отжига при  $T = 600\text{ }^\circ\text{C}$ : а – хаотическое распределение дислокаций, б – сетчатая, в – разориентированная сетчатая, г – дислокационные скопления, д – сетчатая, е – разориентированная ячейисто-сетчатая. Время отжига 120 час. Деформация: а, г –  $\epsilon_{ист} = 0,05$ ; б, д –  $\epsilon_{ист} = 0,10$ ; в, е –  $\epsilon_{ист} = 20$ ; а, б, в – разупорядоченный сплав, г, д, е – упорядоченный сплав. Присутствует экстинкционный деформационный контур К

**Fig.2.** Electron microscopic image of the types of dislocation structure in the  $Pd_3Fe$  alloy after annealing at  $T = 600\text{ }^\circ\text{C}$ : а – chaotic distribution of dislocations, б – network, в – misoriented network, д – dislocation pileups, е – network, ф – misoriented cellular-network. Annealing time 120 hours. Deformation: а, д –  $\epsilon_{ист} = 0,05$ ; б, е –  $\epsilon_{ист} = 0,10$ ; в, ф –  $\epsilon_{ист} = 20$ ; а, б, в – disordered alloy, д, е, ф – ordered alloy. There is an extinction deformation contour К

Проведем анализ параметров дислокационной субструктуры для двух состояний сплава, которые формируются в процессе пластической деформации. На рис.3 приведены зависимости средней скалярной плотности дислокаций от времени отжига при температуре отжига 600 °С после 120 часов. Анализ зависимости показывает, что в сплаве в упорядоченном состоянии

плотность дислокаций уменьшается с увеличением времени отжига. Это свидетельствует о том, что в упорядоченном сплаве большую часть материала занято доменной структурой. В разупорядоченном сплаве плотность дислокаций растет с увеличением времени отжига. Изменение плотности дислокаций происходит при всех исследованных степенях деформации.

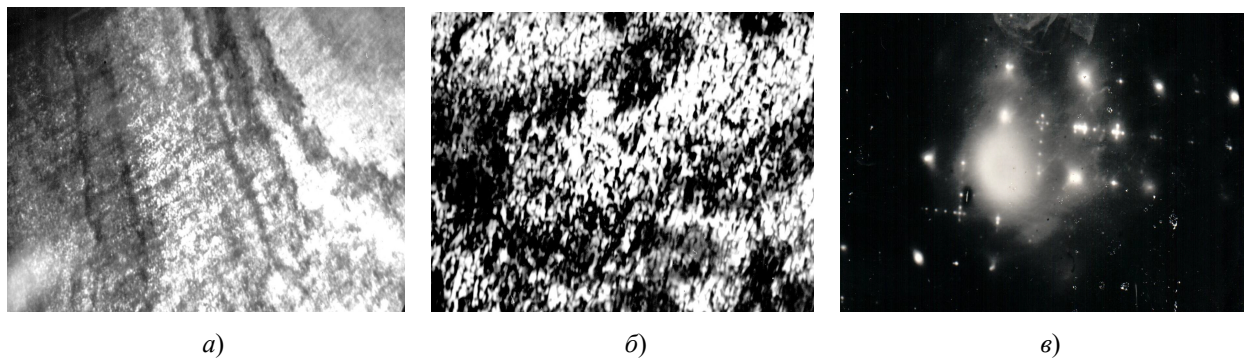


**Рис.3.** Зависимости средней скалярной плотности дислокаций  $\langle \rho \rangle$  от времени отжига при разных степенях деформации  $\epsilon$  в упорядоченном (а) и разупорядоченном (б) сплаве Pd<sub>3</sub>Fe: 1 –  $\epsilon_{\text{ист}} = 0,10$ ; 2 –  $\epsilon_{\text{ист}} = 0,20$ ; 3 –  $\epsilon_{\text{ист}} = 0,30$ ; 4 –  $\epsilon_{\text{ист}} = 0,40$ . Температуры отжига  $T = 600^\circ\text{C}$  в течение 120 часов. Размер зерна  $d = 60$  мкм

**Fig.3.** Dependences of the average scalar dislocation density  $\langle \rho \rangle$  on the annealing time at different degrees of deformation  $\epsilon$  in ordered (a) and disordered (b) Pd<sub>3</sub>Fe: 1 –  $\epsilon_{\text{tr}} = 0.10$ ; 2 –  $\epsilon_{\text{tr}} = 0.20$ ; 3 –  $\epsilon_{\text{tr}} = 0.30$ ; 4 –  $\epsilon_{\text{tr}} = 0.40$ . Annealing temperatures  $T = 600^\circ\text{C}$  for 120 hours. Grain size  $d = 60$  mkm

Рассмотрим морфологию формирования антифазных доменов (АФД) в данном сплаве. На рис.4 представлены микроскопические изображения АФД после 120 часового отжига при температурах 500 °С и 600 °С. Из рисунка видно, что изображения доменов имеют крапчатый контраст (рис.4а). Это может свидетельствовать о том, что сплав находится в двухфазном

состоянии. Домены на микроснимках имеют светлые области, а темный фон соответствует разупорядоченному твердому раствору. Границы доменов чаще всего располагаются в плоскости куба, и они также могут выстраиваться в цепочки вдоль одного из кубических направлений.

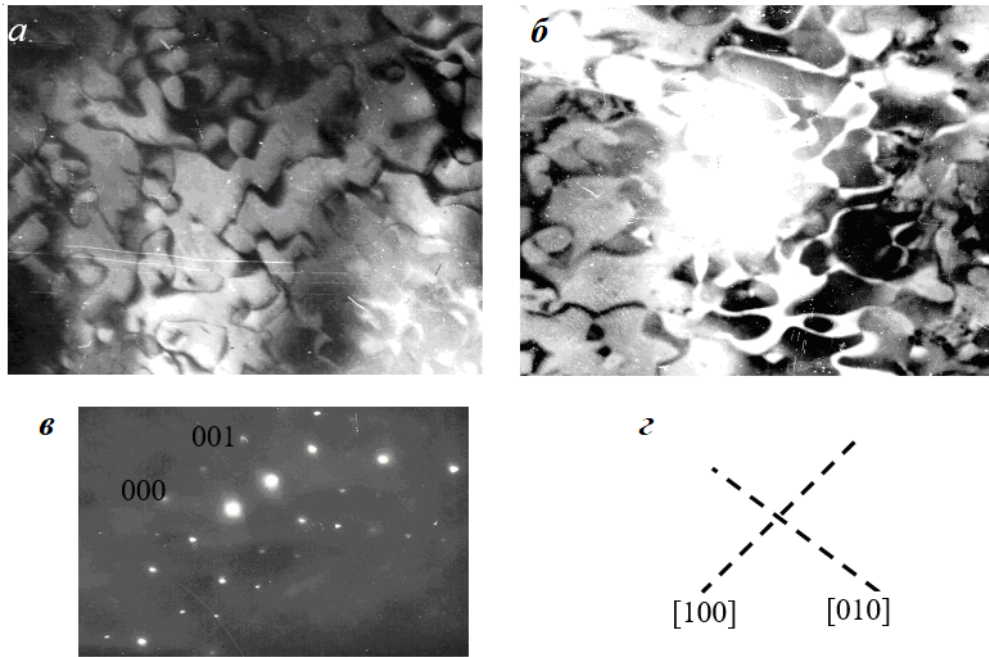


**Рис.4.** Темнопольные изображения в рефлексе (010) сплава Pd<sub>3</sub>Fe в упорядоченном состоянии после 120 часов отжига; а –  $T = 500^\circ\text{C}$ ; б –  $T = 600^\circ\text{C}$ ; в – микродифракционная картина с участка фольги с доменной структурой

**Fig.4.** Dark-field images in the (010) reflection of the Pd<sub>3</sub>Fe alloy in the ordered state after 120 hours of annealing; а –  $T = 500^\circ\text{C}$ ; б –  $T = 600^\circ\text{C}$ ; в – microdiffraction pattern from a section of foil with a domain structure

Изотермический отжиг при температуре 600 °С в течение 170 часов приводит к росту упорядоченных областей, т.е. происходит увеличение размера доменов, что приводит к образованию однофазного упорядоченного состоя-

ния. На рис.5 представлены электронномикроскопические светлопольные и темнопольные изображения антифазных границ в сплаве при температуре отжига 600 °С в течение 170 часов.



**Рис.5.** Электронно-микроскопическое изображение антифазных границ в сплаве  $Pd_3Fe$  после изотермического отжига в течении 170 часов при температуре  $600\text{ }^\circ\text{C}$ : *a* – светлопольное изображение; *б* – темнопольное изображение в рефлексе 001, *в* – микродифракционная картина с изображением участка с доменной структурой; *г* – схематическое изображение направлений  $[100]$  и  $[010]$  залеганий антифазных границ

**Fig.5.** Electron microscopic image of antiphase boundaries in the  $Pd_3Fe$  alloy after isothermal annealing for 170 hours at a temperature of  $600\text{ }^\circ\text{C}$ : *a* – bright-field image; *b* – dark-field image in reflection 001, *c* – microdiffraction pattern with an image of a region with a domain structure; *d* – schematic representation of the directions  $[100]$  and  $[010]$  of the occurrence of antiphase boundaries

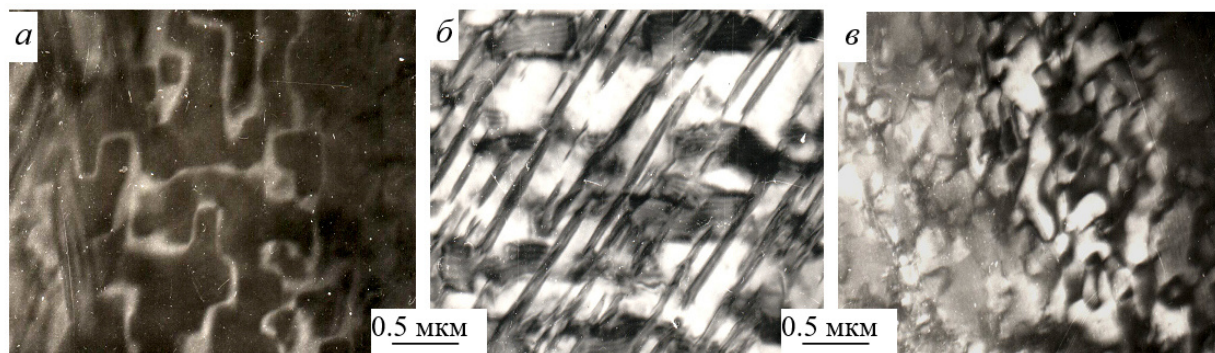
Из рисунка видно, что фон однородный с контрастом на антифазных границах, которые разделяют домены. Следует отметить, что форма АФД становится однородной. С ростом температуры отжига происходит изменение формы доменов от квадрата до неправильного четырехугольника, который имеет криволинейные стенки. В некоторых местах наблюдается отсутствие контраста на некоторых АФГ, что затрудняет наблюдения целостности картины. Наблюдается некоторая особенность в формировании АФГ, которая позволяет отличить термические АФГ от сдвиговых. При диффузионном росте АФГ происходит как бы «размытие» самой АФГ в приграничных областях. В связи с этим термические АФГ имеют конечную толщину до нескольких нанометров с пониженной степенью порядка и параметром решетки.

Следующее повышение времени отжига сплава приводит к некоторым морфологическим изменениям изображений доменной структуры. На рис.6 представлены характерные формы доменов в темнопольном изображении, которые были получены в сверхструктурных рефлексах при отжиге  $600\text{ }^\circ\text{C}$  в течение 350 часов. Из рисунка видно, что домены укрупняют-

ся, и некоторая форма их сохраняется и при этом происходит увеличение площади занятой доменной структурой (рис.6*a*). Также домены могут иметь форму пластин (рис.6*б*) и другие различные геометрические фигуры, например, квадрат (рис.6*в*). Используя формулу С.А. Салтыкова [24, 25], был рассчитан фактор формы  $K_\phi$  антифазных доменов:

$$K_\phi = \frac{(2\sqrt{\pi A})}{L} = \frac{(3,5\sqrt{A})}{L},$$

где  $A$  – периметр круга, который соответствует площади изображения АФД,  $L$  – периметр изображения АФД. В результате вычисления получили среднее значение фактора формы  $K_\phi$  равного 0,9, что близко к значению  $K_\phi = 0,88$  для квадрата. Расчет радиусов кривизны антифазных границ показало, что при увеличении часов отжига происходит уменьшение их радиуса. При 120 часах отжига радиус  $r = 120$  нм, а при отжиге в течение 350 часов – 65 нм. Размер доменов в сплаве при температуре отжига  $600$  градусов в зависимости от времени отжига приведены на рис.7.

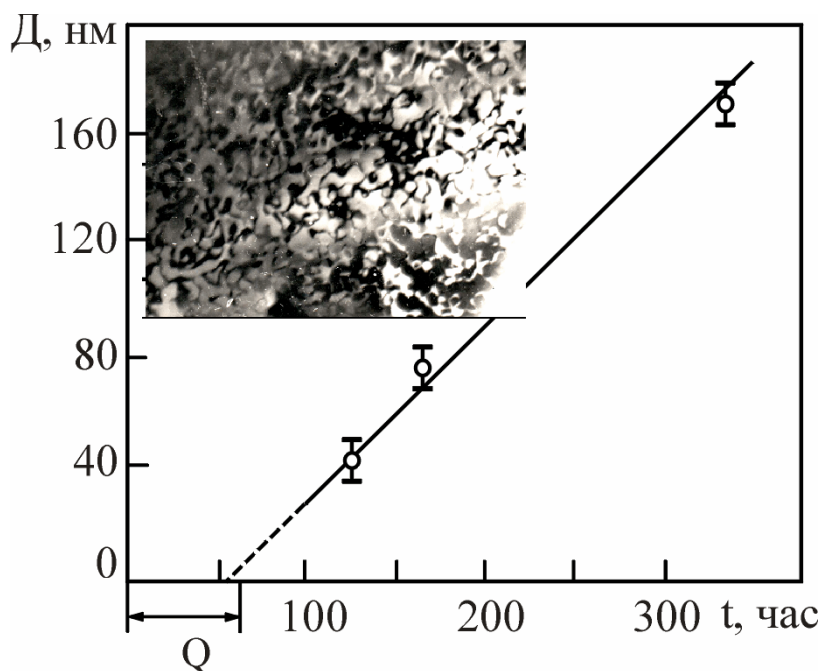


**Рис.6.** Темнопольные изображения различных конфигураций доменов и антифазных границ, наблюдаемых в сплаве Pd<sub>3</sub>Fe после отжига при температуре 600 °С в течение 350 час

**Fig.6.** Dark-field images of various configurations of domains and antiphase boundaries observed in the Pd<sub>3</sub>Fe alloy after annealing at a temperature of 600 °C for 350 hours

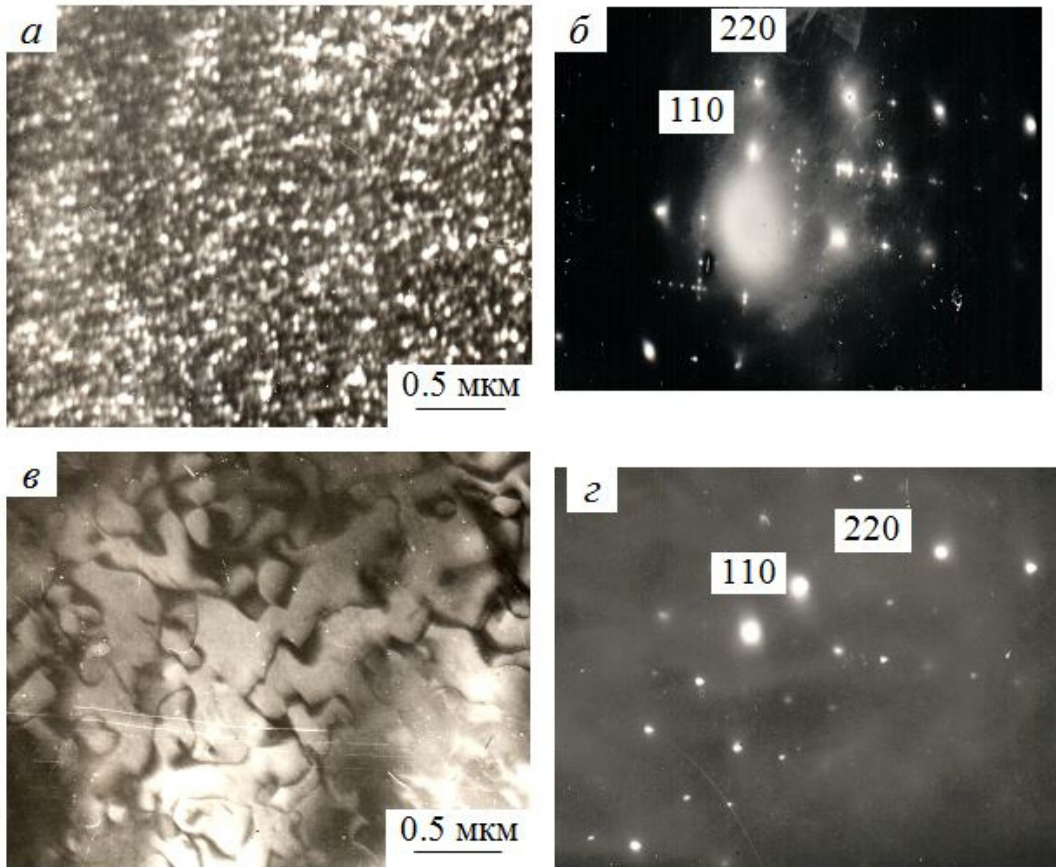
Анализ зависимости показывает, что при увеличении времени отжига размер доменов увеличился в 4 раза. Если на графике продолжить линию до пересечения с осью времени, то можно получить время, которое является инкубационным периодом зарождения упорядоченных областей в упорядоченном сплаве. На

рис.8 представлены качественные электронно-микроскопические изображения антифазных доменов при временах отжига 120 и 350 часов и температуре 600 °С. На микрофотографиях на качественном уровне хорошо видны отличия в размерах и в формах доменов в зависимости от разных времен отжига.



**Рис.7.** Зависимость размера антифазных доменов в сплаве Pd<sub>3</sub>Fe от времени отжига. Температура отжига 600 °С. Время  $t = Q$ , которое является инкубационным периодом зарождения упорядоченных областей. На вставке представлено электронно-микроскопическое изображение доменов после 170 часового отжига

**Fig.7.** Dependence of the size of antiphase domains in the Pd<sub>3</sub>Fe alloy on the annealing time. Annealing temperature 600 °C. Time  $t = Q$ , which is the incubation period for the nucleation of ordered regions. The inset shows an electron microscopic image of domains after 170 h of annealing



**Рис.8.** Электронно-микроскопические изображения доменов (*a, в*) и их микродифракционные картины (*б, г*) при разных временах отжига: *a* – *t* = 120 часов, *в* – *t* = 350 часов. Температура отжига 600 °С

**Fig.8.** Electron microscopic images of domains (*a, c*) and their microdiffraction patterns (*b, d*) at different annealing times: *a* – *t* = 120 hours, *c* – *t* = 350 hours. Annealing temperature 600 °С

### Заключение

На основе экспериментальных исследований можно сделать следующие заключения. Ступенчатое охлаждение образцов создает благоприятные условия для формирования стабильной антифазной структуры. При медленном охлаждении образцов уменьшении скорости охлаждения хорошо влияет на приближение ансамбля АФД к квазиравновесному состоянию. АФГ имеет форму куба с неправильной призмой и числом граней равной 4. В сплаве после скорости охлаждения 10 часов в сутки число граней может достигать до 6. В сплаве в упорядоченном состоянии плотность дислокаций уменьшается с увеличением времени отжига. Это свидетельствует о том, что в упорядоченном сплаве большую часть материала занято доменной структурой. В разупорядоченном сплаве плотность дислокаций растет с увеличением времени отжига. Изменение плотности дислокаций происходит при всех исследованных степенях деформации. При одной степени

деформации как в упорядоченном, так и в разупорядоченном состояниях, плотность дислокаций выше в сплаве подвергнутого охлаждению от  $T = 600$  °С до 400 °С со скоростью 5 градусов в сутки. Антифазная доменная структура, которая формируется в сплаве при скорости охлаждения 10 градусов в сутки более однородная, чем в сплаве при скорости 5 град/сутки.

### Список литературы

1. Штремель М.А. Прочность сплавов (в 2-х частях). М.: МИСИС, 1999. 527 с.
2. Конева Н.А., Тришкина Л.И., Потекаев А.И., Козлов Э.В. Структурно-фазовые превращения в слабоустойчивых состояниях металлических систем при термосиловом воздействии. Томск: НТЛ, 2015. 344 с.
3. Потекаев А.И., Клопотов А.А., Козлов Э.В., Кулагина В.В. Слабоустойчивые предпереходные структуры в никелиде титана. Томск: НТЛ, 2004. 296 с.



4. Song X.-L., Zhang J.-M., Xu K.-W. Atomistic simulation of point defects in L1<sub>2</sub>-type Au<sub>3</sub>Cu ordered alloy // *J. Alloys and Compounds*. 2007. V. 436. P. 23–29.
5. Чаплыгин П.А., Старостенков М.Д., Чаплыгина А.А., Потекаев А.И. Особенности формирования антифазных доменов в сплаве NiAl при ступенчатом охлаждении // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2015. Т. 12, № 1. С. 72–78.
6. Козлов Э.В. Превращение порядок-беспорядок и устойчивость упорядоченного состояния // *Известия вузов. Сер. Физика*. 1976. № 8. С. 82–92.
7. Mikkola D., Sakkai M., Poquette G. Size distributions of antiphase domains in Cu<sub>3</sub>Au // *Ordered alloys*. Bolton. 1970. P. 175–179.
8. Вакс В.Г. Кинетика упорядочений типа L1<sub>2</sub> и L1<sub>0</sub> в сплавах // *Письма в Журнал экспериментальной и теоретической физики*. 2003. Т. 78, № 3. С. 201–212.
9. Козлов Э.В., Дементьев В.М., Кормин Н.М., Штерн Д.М. Структуры и стабильность упорядоченных фаз. Томск: ТГУ, 1994. 247 с.
10. Potekaev A.I., Chaplygina A.A., Chaplygin P.A., Starostenkov M.D., Kulagina V.V., Klopotov A.A., Grinkevich L.S. The influence of grain size on low-stability pre-transitional structural-phase states of NiAl intermetallide // *Russian Physics Journal*. 2019. V. 62, N 3, P. 519–527.
11. Потекаев А.И., Чаплыгина А.А., Старостенков М.Д., Клопотов А.А., Кулагина В.В., Чаплыгин П.А., Марченко Е.С. Структурно-энергетические характеристики сплавов NiAl, имеющих отклонения от стехиометрического состава. Общие положения // *Известия АлтГУ. Физика. Часть 1*. 2020. № 4 (114). С. 22–29.
12. Потекаев А.И., Чаплыгина А.А., Старостенков М.Д., Клопотов А.А., Кулагина В.В. Структурно-энергетические характеристики сплавов NiAl, имеющих отклонения от стехиометрического состава // *Известия АлтГУ. Физика. Часть 2*. 2020. № 4 (114). С. 39–46.
13. Потекаев А.И., Клопотов А.А., Кулагина В.В., Старостенков М.Д., Чаплыгина А.А. Особенности проявлений слабоустойчивых предпереходных состояний в упорядочивающихся сплавах CuZn и в интерметаллическом соединении AlNi // *Международный междисциплинарный научный конгресс "Фазовые переходы & Новые материалы" RT&NM–2020, Труды конгресса*. Ростов-на-Дону: Фонд науки и образования, 2020. С. 339–345.
14. Старенченко С.В., Козлов Э.В. Термические и периодические антифазные границы и их роль в фазовом переходе порядок-беспорядок // *Известия Российской академии наук. Серия физическая*. 2005. Т. 69, № 9. С. 1297–1301.
15. Перевалова О.Б., Конева Н.А., Коновалова Е. В., Козлов Э. В. Влияние атомного упорядочения на роль границ зерен в пластической деформации сплава Ni<sub>3</sub>Fe // *Известия РАН. Серия физическая*. 2017. Т. 81, № 3. С. 315–318.
16. Пантюхова О.Д., Старенченко С.В., Соловьев А.Н. и др. Разрушение и восстановление дальнего атомного порядка в сплавах со сверхструктурой L1<sub>2</sub> при пластической деформации. // *Известия ВУЗов. Физика*. 2017. Т. 60, № 6. С. 78–87.
17. Старенченко С.В., Замятина И.П., Старенченко В.А. Особенности состояния дальнего порядка деформированного прокаткой упорядоченного монокристалла Ni<sub>3</sub>Fe // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2004. Т. 1, № 2. С. 40–46.
18. Шарипов И.З., Мулюков Р.Р., Мулюков Х.Я. Влияние нанокристаллической структуры на процессы упорядочения сплава Ni<sub>3</sub>Mn // *Физика металлов и металловедение*. 2003. Т. 95, № 1. С. 47–51.
19. Соловьёва Ю.В., Соловьёв А.Н., Старенченко С.В., Старенченко В.А. Разрушение монокристаллов и локальное изменение дальнего порядка в процессе механических испытаний интерметаллида Ni<sub>3</sub>Ge // *Известия ВУЗов. Физика*. 2017. Т. 60, № 4. С. 28–33.
20. Матвеева Н.М., Козлов Э.В. Упорядоченные фазы в металлических системах. М: Наука, 1989. 248 с.
21. Тришкина Л.И., Потекаев А.И., Клопотов А.А. и др. Эволюция дислокационной субструктуры при деформации упорядоченного и разупорядоченного сплава Fe<sub>3</sub>Pd в области слабоустойчивых структурно-фазовых состояний // *Известия ВУЗов. Физика*. 2021. Т. 64, № 1. С. 90–97.
22. Ким И.Т., Тришкина Л.И., Кондратьева Н.М., Клопотов А.А. Особенности структурно-фазового состояния в системе Fe<sub>3</sub>Pd и дислокационная структура в упорядоченном и разупорядоченном сплаве FePd<sub>3</sub> // *Избранные доклады 64-й научно-технической конференции студентов и молодых ученых*. Томск. ТГАСУ, 2018. С. 387–389.

23. Тришкина Л.И., Клопотов А.А., Потехаев А.И., Марченко Е.С. Влияние упорядочения на эволюцию субдислокационной структуры при деформации в сплаве FePd<sub>3</sub> // Эволюция дефектных структур в конденсированных средах: сборник тезисов XVI Международной школы-семинара (ЭДС-2020) / Под ред. М. Д. Старостенкова. Барнаул: АлтГТУ, 2020. С. 34–35.

24. Тришкина Л.И., Черкасова Т.В., Попова Н.А. и др., Дислокационный ансамбль: скалярная плотность дислокаций и ее компоненты. Томск: ТГАСУ, 2019. 120 с.

25. Салтыков С.А. Стереометрическая металлургия. М.: Металлургия, 1970. 376 с.

### Информация об авторах

Л. И. Тришкина – доктор физико-математических наук, профессор Томского государственного архитектурно-строительного университета.

А. А. Клопотов – доктор физико-математических наук, профессор Томского государственного архитектурно-строительного университета.

Т. В. Черкасова – кандидат физико-математических наук, доцент Томского государственного архитектурно-строительного университета.

Ю. А. Абзаев – доктор физико-математических наук, профессор Томского государственного архитектурно-строительного университета.

В. А. Литвинова – кандидат технических наук, доцент Томского государственного архитектурно-строительного университета.

М. Д. Старостенков – доктор физико-математических наук, главный научный сотрудник, профессор Алтайского государственного технического университета им. И.И. Ползунова.

transition structures in titanium nickelide. Tomsk: NTL. P. 296. (In Russ.).

4. Chaplygin, P. A., Starostenkov, M. D., Chaplygina, A. A. & Potekaev, A. I. (2015). Features of the formation of antiphase domains in the NiAl alloy during stepwise cooling. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya (Basic Problems of Material Science (BPMS))*, 12(1), 72–78. (In Russ.).

5. Chaplygin, P. A., Starostenkov, M. D., Chaplygina, A. A. & Potekaev, A. I. (2015). Features of the formation of antiphase domains in the NiAl alloy during stepwise cooling. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya (Basic Problems of Material Science (BPMS))*, 12(1), 72–78. (In Russ.).

6. Kozlov, E. V. (1976). Order-disorder transformation and the stability of an ordered state. *Izvestiya vuzov. Ser. Physics*, (8), 82–92. (In Russ.).

7. Mukkola, D., Sakkai, M. & Poquette, G. (1970). Size distributions of antiphase domains in Cu<sub>3</sub>Au. *Ordered alloys. Bolton*, 175–179.

8. Vaks, V. G. (2003). Kinetics of L1<sub>2</sub> and L1<sub>0</sub> type orderings in alloys. *Letters to the Journal of Experimental and Theoretical Physics*, 78(3), 201–212. (In Russ.).

9. Kozlov, E. V., Dementiev, V. M., Kormin, N. M. & Stern, D. M. (1994). Structures and stability of ordered phases. Tomsk: TGU. P. 247. (In Russ.).

10. Potekaev, A. I., Chaplygina, A. A., Chaplygin, P. A., Starostenkov, M. D., Kulagina, V. V., Klopotov, A. A. & Grinkevich, L. S. (2019). The influence of grain size on low-stability pre-transitional structural-phase states of NiAl intermetallide. *Russian Physics Journal*, 62(3), 519–527. (In Russ.).

11. Potekaev, A. I., Chaplygina, A. A., Starostenkov, M. D., Klopotov, A. A., Kulagina, V. V., Chaplygin, P. A. & Marchenko, E. S. (2020). Structural and energy characteristics of NiAl alloys with deviations from the stoichiometric composition. *General provisions. Izvestia of AltSU. Physics*, Part 1, 14(114), 22–29. (In Russ.).

12. Potekaev, A. I., Chaplygina, A. A., Starostenkov, M. D., Klopotov, A. A. & Kulagina, V. V. (2020). Structural and energy characteristics of NiAl alloys with deviations from the stoichiometric composition. *Izvestiya AltGU. Physics*, Part 2, 4(114), 39–46. (In Russ.).

13. Potekaev, A. I., Klopotov, A. A., Kulagina, V. V., Starostenkov, M. D. & Chaplygina, A. A. (2020). Features of the manifestations of weakly stable pre-transition states in or-

### References

1. Shtremel, M. A. (1999). The strength of alloys. M.: MISIS. P. 527. (In Russ.).

2. Koneva, N. A., Trishkina, L. I., Potekaev, A. I. & Kozlov, E. V. (2015). Structural-phase transformations in weakly stable states of metal systems under thermal and force action. Tomsk: NTL. P. 344. (In Russ.).

3. Potekaev, A. I., Klopotov, A. A., Kozlov, E. V. & Kulagina, V. V. (2004). Weakly stable pre-

dering CuZn alloys and in the AlNi intermetallic compound. International Interdisciplinary Scientific Congress "Phase Transitions & New Materials" PT&NM-2020, Proceedings of the Congress. Rostov-on-Don: Foundation for Science and Education. 339–345. (In Russ.).

14. Starenchenko, S. V. & Kozlov, E. V. (2005). Thermal and periodic antiphase boundaries and their role in the order-disorder phase transition. *Proceedings of the Russian Academy of Sciences. Physical series*, 69(9), 1297–1301. (In Russ.).

15. Perevalova, O. B., Koneva, N. A., Konovalova, E. V. & Kozlov E. V. (2017). Influence of atomic ordering on the role of grain boundaries in plastic deformation of the Ni<sub>3</sub>Fe alloy. *Proceedings of the Russian Academy of Sciences. Physical series*, 81(3), 315–318. (In Russ.).

16. Pantyukhova, O. D., Starenchenko, S. V. & Soloviev, A. N. (2017). Destruction and restoration of long-range atomic order in alloys with the L<sub>1</sub> superstructure during plastic deformation. *Proceedings of universities. Physics*, 60(6), 78–87. (In Russ.).

17. Starenchenko, S. V., Zamyatina, I. P. & Starenchenko, V. A. (2004). Peculiarities of the state of long-range order of an ordered Ni<sub>3</sub>Fe single crystal deformed by rolling. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya (Basic Problems of Material Science (BPMS))*, 1(2), 40–46. (In Russ.).

18. Sharipov, I. Z., Mulyukov, R. R. & Mulyukov, X. Ya. (2003). Influence of the nanocrystalline structure on the processes of ordering of the Ni<sub>3</sub>Mn alloy. *Physics of metals and metallurgy*, 95(1), 47–51. (In Russ.).

19. Solovyova, Yu.V., Solovyov, A. N., Starenchenko, S. V. & Starenchenko V.A. (2017). Destruction of single crystals and local change in long-range order during mechanical testing of Ni<sub>3</sub>Ge intermetallic compound. *Izvestiya universities. Physics*, 60(4), 28–33. (In Russ.).

20. Matveeva, N. M. & Kozlov, E. V. (1989). Ordered phases in metallic systems. M: Science. P. 248. (In Russ.).

21. Trishkina, L. I., Potekaev, A. I. & Klopotov, A. A. (2021). Evolution of the dislocation substructure during deformation of the

ordered and disordered Fe<sub>3</sub>Pd alloy in the region of low-stability structural-phase states. *Proceedings of universities. Physics*, 64(1), 90–97. (In Russ.).

22. Kim, I. T., Trishkina, L. I., Kondratieva, N. M. & Klopotov, A. A. (2018). Features of the structural-phase state in the Fe<sub>3</sub>Pd system and dislocation structure in ordered and disordered FePd<sub>3</sub> alloy. Selected reports of the 64<sup>th</sup> scientific and technical conference of students and young scientists. Tomsk. TGASU. 387–389. (In Russ.).

23. Trishkina, L. I., Klopotov A. A., Potekaev, A. I. & Marchenko, E. S. (2020). The influence of ordering on the evolution of the subdislocation structure during deformation in the FePd<sub>3</sub> alloy. Evolution of defect structures in condensed media: collection of abstracts of the XVI International School-Seminar (EDS-2020). Barnaul: AltSTU. 34–35. (In Russ.).

24. Trishkina, L. I., Cherkasova, T. V. & Popova, N. A. et al. (2019). Dislocation Ensemble: Scalar Dislocation Density and Its Components. Tomsk: TSUAB. 2019. P. 120. (In Russ.).

25. Saltykov, S. A. (1970). Stereometric metallography. M.: Metallurgy. P. 376. (In Russ.).

#### Information about the authors

L. I. Trishkina – Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Professor, Tomsk State University of Architecture and Building.

A. A. Klopotov – Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Professor, Tomsk State University of Architecture and Building.

T. V. Cherkasova – Candidate of Physical and Mathematical Sciences, Assistant Professor, Tomsk State University of Architecture and Building.

Yu. A. Abzaev – Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Professor, Tomsk State University of Architecture and Building.

V. A. Litvinova – Candidate of Technical Sciences, Assistant Professor, Tomsk State University of Architecture and Building.

M. D. Starostenkov – Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Chief Researcher, Professor, I.I. Polzunov Altai State Technical University.

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

Статья поступила в редакцию 17.01.2022; одобрена после рецензирования 27.01.2022; принята к публикации 08.02.2022.

The article was received by the editorial board on 17 Jan. 22; approved after reviewing 27 Jan. 22; accepted for publication 08 Feb. 22.