

## РАЗДЕЛ 1. ФИЗИКА КОНДЕНСИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ

Научная статья

1.3.8. Физика конденсированного состояния (физико-математические науки)

УДК 669.35:539.214

doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2022.04.001

### МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ И ОСОБЕННОСТИ СТАДИЙНОСТИ ДЕФОРМАЦИИ В ВЫСОКОМАРГАНЦЕВОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ГАДФИЛЬДА

Наталья Анатольевна Попова<sup>1†</sup>, Анатолий Анатольевич Клопотов<sup>2</sup>,  
Елена Леонидовна Никоненко<sup>3</sup>, Людмила Ильинична Тришкина<sup>4</sup>,  
Татьяна Викторовна Черкасова<sup>5</sup>, Геннадий Георгиевич Волокитин<sup>6</sup>,  
Олег Михайлович Лоскутов<sup>7</sup>, Владислав Иванович Бородин<sup>8</sup>,  
Александр Иванович Потекаев<sup>9</sup>

<sup>1, 2, 3, 4, 5, 6, 7</sup> Томский государственный архитектурно-строительный университет, пл. Соляная, 2, 634003, Томск, Россия

<sup>3, 5</sup> Национальный исследовательский Томский политехнический университет, ул. Ленина 30, 634050, Томск, Россия

<sup>8, 9</sup> Национальный исследовательский Томский государственный университет, ул. Ленина 36, 634050, Томск, Россия

<sup>1</sup> natalya-popova-44@mail.ru<sup>†</sup>, <https://orcid.org/0000-0001-8823-4562>

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

<sup>3</sup> vilatomsk@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-0396-9541>

<sup>4</sup> trishkina.53@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-2724-0691>

<sup>5</sup> cherkasova\_tv@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0001-5330-9093>

<sup>6</sup> vgg-tomsk@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-6004-8693>

<sup>7</sup> lom58@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-8509-4899>

<sup>8</sup> v.borodin@gtt.gazprom.ru, <https://orcid.org/0000-0002-4111-4712>

<sup>9</sup> potekaev@spti.tsu.ru, <https://orcid.org/0000-0002-7102-0207>

**Аннотация.** В работе представлены исследования деформационного воздействия на высокомарганцевую аустенитную сталь Гадфильда. Получены зависимости напряжения течения и коэффициента деформационного упрочнения от степени пластической деформации при одноосном растяжении. Выявлено, что линейная стадия II деформационного упрочнения при  $\epsilon \sim 5\%$  разделяется на две подстадии, отличающиеся типом дислокационных субструктур и значениями коэффициентов деформационного упрочнения. Установлено, что изменение коэффициента деформационного упрочнения коррелирует с моментом включения процессов двойникования и началом перехода дислокационной субструктуры из одного типа в другой. Определены количественные параметры: объемная доля материала, охваченного скольжением и двойникованием, объемные доли материала, где двойникование развивается по одной, двум и трем системам. Установлено, что наиболее интенсивно двойникование развивается в интервале  $\epsilon = 5-20\%$ . Показано, что вовлечение в процессе деформирования дефектов различного типа (микродвойников и дислокаций) не зависит от способа пластической деформации (растяжение, прокатка). Установлена роль кристаллографической текстуры, которая проявляется в повышении фактора Шмида при образовании микродвойников, поскольку микродвойникование влечет за собой ориентационное разупрочнение и облегчает процесс скольжения. Выявлено в отдельных зернах наличие минимальных и даже нулевых значений фактора Шмида при двойниковании. В этих зернах движущей силой двойникования являются внутренние поля напряжений, возникновение которых обусловлено несовместностью деформации соседних зерен.

**Ключевые слова:** сталь Гадфильда, деформация растяжением, напряжение, коэффициент деформационного упрочнения, микродвойники, скалярная плотность дислокаций, избыточная плотность дислокаций, плотность микродвойников, кривизна-кручение кристаллической решетки.

**Благодарности:** Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FEMN-2020-0004). Результаты были получены с использованием оборудования в Наноцентре Национального Исследовательского Томского политехнического университета.

**Для цитирования:** Попова Н.А., Клопотов А.А., Никоненко Е.Л., Тришкина Л.И., Черкасова Т.В., Волокитин Г.Г., Лоскутов О.М., Бородин В.И., Потекаев А.И. Механизмы упрочнения и особенности стадийности деформации в высокомарганцевой аустенитной стали Гадфильда // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2022. Т. 19, № 4. С. 423–436. doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2022.04.001.

Original article

**STRENGTHENING MECHANISMS AND SPECIFICS OF STRAIN STAGES IN HIGH-MANGANESE AUSTENITIC HADFIELD STEEL****Nataliy A. Popova<sup>1†</sup>, Anatoly A. Klopotov<sup>2</sup>, Elena L. Nikonenko<sup>3</sup>, Lyudmila I. Trishkina<sup>4</sup>, Tatyana V. Cherkasova<sup>5</sup>, Gennady G. Volokitin<sup>6</sup>, Oleg M. Loskutov<sup>7</sup>, Vladislav I. Borodin<sup>8</sup>, Alexander I. Potekaev<sup>9</sup>**<sup>1, 2, 3, 4, 5, 6, 7</sup> Tomsk State University of Architecture and Building, Solyanaya Sq., 2, Tomsk, 634003, Russia<sup>3, 5</sup> National Research Tomsk Polytechnic University, ave. Lenin, 30, 634003, Tomsk, Russia<sup>8, 9</sup> National Research Tomsk State University, ave. Lenin, 36, 634003, Tomsk, Russia<sup>1</sup> natalya-popova-44@mail.ru<sup>†</sup>, <https://orcid.org/0000-0001-8823-4562><sup>2</sup> klopotovaa@tsuab.ru, <https://orcid.org/0000-0002-3690-0436><sup>3</sup> vilatomsk@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-0396-9541><sup>4</sup> trishkina.53@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-2724-0691><sup>5</sup> cherkasova\_tv@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0001-5330-9093><sup>6</sup> vgg-tomsk@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-6004-8693><sup>7</sup> lom58@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-8509-4899><sup>8</sup> v.borodin@gtt.gazprom.ru, <https://orcid.org/0000-0002-4111-4712><sup>9</sup> potekaev@spti.tsu.ru, <https://orcid.org/0000-0002-7102-0207>

**Abstract.** The paper presents studies of deformation effects on high manganese austenitic Hadfield steel. The dependences of flow stress and strain-hardening coefficient on the degree of plastic deformation under uniaxial tension have been obtained. It has been revealed that linear stage II of strain-hardening at ~5% can be divided into two substages that differ by the type of dislocation substructures and values of the strain-hardening coefficients. It is established that the change in the strain-hardening coefficient correlates with the moment of twinning and the beginning of the transition of dislocation substructures from one type to another. Quantitative parameters were determined: volume fraction of material covered by sliding and twinning, volume fraction of material where twinning develops by one, two and three systems. It was established that twinning develops most intensively in the interval  $\varepsilon = 5-20\%$ . It is shown that the involvement in the deformation process of defects of various types (micro twins and dislocations) does not depend on the method of plastic deformation (stretching, rolling). The role of crystallographic texture is established. It is manifested in the increase of Schmid factor during the formation of micro twins, as micro twinning leads to orientational softening and facilitates the slip process. Some grains are found to have minimal or even zero Schmid factors during twinning. The driving force of twinning in these grains is the internal stress fields whose occurrence is due to the incompatibility of deformation of neighboring grains.

**Keywords:** Hadfield steel, tensile strain, stress, strain-hardening factor, microtwinning, scalar dislocation density, excessive dislocation density, microtwinning density, curvature-twist of crystal lattice.

**Acknowledgments:** The research was carried out within the state assignment of Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation (theme No. FEMN-2020-0004). The results were obtained using equipment at the Nanocenter of the National Research Tomsk Polytechnic University.

**For citation:** Popova, N. A., Klopotov, A. A., Nikonenko, E. L., Trishkina, L. I., Cherkasova, T. V., Volokitin, G. G., Loskutov, O. V., Borodin, V. I. & Potekaev, A. I. (2022). Strengthening mechanisms and specifics of strain stages in high-manganese austenitic hadfield steel. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya (Basic Problems of Material Science (BPMS))*, 4(19), 423–436. (In Russ.). doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2022.04.001.

**Введение**

В 1882 году Роберт Гадфильд создал аустенитную сталь, обладающую уникальным сочетанием механических свойств. Эту сталь в честь металлурга, создавшего ее, называют сталью Гадфильда. Сталь Гадфильда в настоящее время широко используется в разных отраслях промышленности. Это связано с тем, что эта сталь обладает высокой скоростью упрочнения, прочностью и пластичностью [1-4].

Несмотря на 140-летнюю историю широкого использования стали Гадфильда в промышленности и интенсивного исследования деформационного воздействия как на механические свойства, так и на эволюцию структурно-фазовых изменений, до сих пор остаются еще до конца не выясненными механизмы, обеспечивающие высокое упрочнение стали Гадфильда. Это связано с тем, что полученные в результате многочисленных исследований экспериментальные данные однозначно свидетельст-

вуют о сложном механизме деформационных процессов в высокомарганцевой аустенитной стали Гадфильда.

В связи с этим, основной задачей настоящей работы являлось исследование структуры высокоуглеродистой марганцевой аустенитной стали с целью выявления факторов, ответственных за её деформационное упрочнение.

### Материал и методика эксперимента

Для исследования механических свойств были приготовлены тонкие пластины из стали марки 110Г13 (Fe-13Mn-1.1C, мас. %) с геометрическими параметрами 140×15×1,5 мм, закаленные из температурной области 1050-1100 °С. Деформацию образцов проводили при помощи одноосного растяжения на машине «Instron». Скорость деформации  $V = 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ . Также проводили деформацию плоских образцов прокаткой при комнатной температуре.

Истинное напряжение на деформационной кривой получено при помощи соотношения  $\sigma_{\text{true}} = (1+\epsilon)\sigma$  и  $\epsilon_{\text{true}} = \ln(1+\epsilon)$ , где  $\sigma$  – инженерное напряжение,  $\epsilon$  – инженерная деформация [5]. Коэффициент деформационного упрочнения  $\theta = d\sigma_{\text{true}}/d\epsilon_{\text{true}}$  определяли в результате дифференцирования деформационной кривой в координатах « $\sigma_{\text{true}} - \epsilon_{\text{true}}$ ».

Затем из продеформированных образцов стали Гадфильда при помощи электроэрозионной резки и последующей элетрополировки были приготовлены фольги для исследования методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии (ПЭМ). Для этого был использован электронный микроскоп ЭМ-125К, снабженный гониометрической приставкой. Исследование дислокационных структур проводили по ПЭМ-изображениям. Для количественного описания дислокационных субструктур проводили измерения следующих параметров: скалярной и избыточной плотности дислокаций, плотности микродвойников деформации, размера дислокационных ячеек в ячеистой субструктуре.

Скалярная плотность дислокаций измерялась по ПЭМ-изображениям, полученным в электронном микроскопе [6]. В теории дислокаций принято проводить разделение дислокаций на положительно заряженные  $\rho_+$  и отрицательно заряженные  $\rho_-$ . Скалярная плотность дислокаций вычисляется по формуле:

$$\rho = \rho_+ + \rho_-,$$

Избыточная плотность дислокаций вычисляется при помощи формулы:

$$\rho_{\pm} = \rho_+ - \rho_-.$$

Избыточная плотность дислокаций непосредственно связана с амплитудой кривизны-кручения кристаллической решетки [6]:

$$\rho_{\pm} = \frac{1}{b} \frac{\partial \varphi}{\partial l} = \frac{\chi}{b},$$

где  $b$  – вектор Бюргерса;  $\frac{\partial \varphi}{\partial l} = \chi$  – градиент кривизны-кручения или амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки  $\chi$ , где  $\partial \varphi$  – изменение угла наклона фольги в колонне микроскопа,  $\partial l$  – смещение изгибного экстинкционного контура. Ширина контура определялась согласно [7]. Изгибный экстинкционный контур, который формируется в субструктуре после деформации, представляет собой геометрическое место точек одинаковой ориентации кристаллической решетки в лабораторной системе координат. Тогда амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки равна [6]:

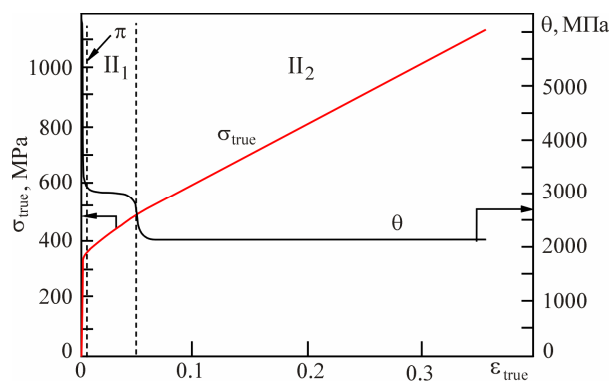
$$\chi = \frac{\partial \varphi}{\partial l} = b\rho_{\pm}.$$

### Результаты и их обсуждение

#### Зависимости « $\sigma - \epsilon$ » и « $\theta - \epsilon$ »

В работах [8-10] для всех металлов и сплавов на кривых деформационного течения в координатах « $\sigma - \epsilon$ » в области пластической деформации установлено наличие деформационных стадий: переходной  $\pi$  стадии, следующая за пределом текучести и демонстрирующая либо рост, либо уменьшение коэффициента деформационного упрочнения  $\theta = d\sigma/d\epsilon$ . Сразу за ней следует стадия II с высоким постоянным (или почти постоянным) значением  $\theta$ . Затем на кривых деформационного течения выделяют стадию III с уменьшающимся коэффициентом  $\theta$ . На этой стадии, как правило, зависимость  $\sigma = f(\epsilon)$  имеет параболический характер. Затем следует стадия IV с очень низким и постоянным коэффициентом  $\theta$  и т.д., то есть, стадию со снижающимся либо повышающимся коэффициентом деформационного упрочнения  $\theta$  сменяет стадия с почти постоянным коэффициентом [10, 11].

На рис.1 приведены кривая деформационного течения в координатах « $\sigma_{\text{true}} - \varepsilon_{\text{true}}$ » и зависимость коэффициента деформационного упрочнения  $\theta = d\sigma_{\text{true}}/d\varepsilon_{\text{true}}$  от степени пластической деформации  $\varepsilon$  при одноосном растяжении образца из стали Гадфильда. На кривых  $\sigma = f(\varepsilon)$  и  $\theta = f(\varepsilon)$ , приведенных на рис.1, согласно [12, 13], можно выделить условно три деформационные стадии. Первая стадия  $\pi$  – переходная, которая соответствует переходу от упругой деформации к пластической. После переходной стадии следует стадия II, которую можно разбить на две подстадии  $\Pi_1$  и  $\Pi_2$  с различными значениями коэффициентов деформационного упрочнения:  $\theta_{\Pi_1} = 3000$  МПа и  $\theta_{\Pi_2} = 2100$  МПа. Переход от стадии  $\theta_{\Pi_1}$  к стадии  $\theta_{\Pi_2}$  происходит в области значений пластической деформации  $\sim 5\%$ . Таким образом, стадийный переход от стадии  $\Pi_1$  к стадии  $\Pi_2$  сопровождается уменьшением коэффициента деформационного упрочнения  $\theta$  (рис.1).



**Рис.1.** Зависимость напряжения течения  $\sigma_{\text{true}}$  и коэффициента деформационного упрочнения  $\theta$  от степени пластической деформации  $\varepsilon_{\text{true}}$  для аустенитной стали 110Г13, деформированной растяжением

**Fig.1.** Dependence of flow stress  $\sigma_{\text{true}}$  and strain-hardening factor  $\theta$  on the degree of plastic deformation  $\varepsilon_{\text{true}}$  for austenitic 1.1C-13-Mn-Fe steel, deformed by tension

В работе [3] при исследовании дислокационной структуры поликристаллов аустенитных нержавеющих сталей было установлено, что одновременно с плоскими скоплениями дислокаций наблюдаются дефекты упаковки. При развитии дислокационной структуры в ходе деформации образуются микродвойники, плотность которых с ростом деформации увеличивается. В результате рост плотности микродвойников способствует дополнительным эффектам упрочнения и, таким образом, приводит

к тому, что численное значение коэффициента  $\theta$  становится высоким.

Увеличение степени пластической деформации в аустенитных сталях сопровождается ростом уровня напряжений и сменой механизма деформации от скольжения к двойникованию, которое может стать основным механизмом деформации. При этом число действующих систем двойникования может определять стадийность кривых течения и величину  $\theta$ . В том случае, если двойникование будет развиваться после деформации скольжением, то тогда будет происходить конкуренция поперечного скольжения и двойникования [14, 15]. Развитие двойникования в одной системе после скольжения будет подавлять процессы поперечного скольжения и приводить к увеличению пластичности кристаллов. Этот процесс свидетельствует о пластичности, наведенной двойникованием, так называемый ПНД-эффект или TWIP-эффект. При малых степенях пластической деформации ( $\varepsilon < 5\%$ ), когда наблюдается развитие двойникования по одной системе, то это, как правило, приводит к понижению значений коэффициента  $\theta$ . Наоборот, развитие двойникования по нескольким системам способствует повышению значений коэффициента  $\theta$  [16-19]. Эти значения коэффициента  $\theta$  близки значениям, соответствующим в сталях с мартенситным превращением.

Представленная на рис.1 кривая течения в координатах « $\sigma_{\text{true}} - \varepsilon_{\text{true}}$ » демонстрирует продолжительную стадию II – стадию с линейным упрочнением. Стадия II в зависимости от степени пластической деформации  $\varepsilon$  может быть короткой или длинной. Как правило, её протяженность невелика – несколько процентов [11, 13, 20]. На другом классе материалов – упорядоченные сплавы с высокими значениями энергии антифазных границ, стадия II бывает достаточно протяженной (от 10 до 20 %) [21]. Такая особенность механических свойств упорядоченных сплавов, установленная в сплавах на основе ГЦК структуры, свидетельствует об их уникальности [13, 21]. Поэтому можно считать, что сталь Гадфильда обладает такими же уникальными свойствами, что и упорядоченные ГЦК сплавы, которые обладают комплексом свойств. Во-первых, стали Гадфильда обладают протяженной стадией II до  $\sim 20\%$ . Во-вторых, численное значение коэффициента  $\theta$  достаточно высокое и достигает после начала двойникования – 2100 МПа (до двойникования коэффициент  $\theta$  равен 3000 МПа). В-третьих, наблюда-

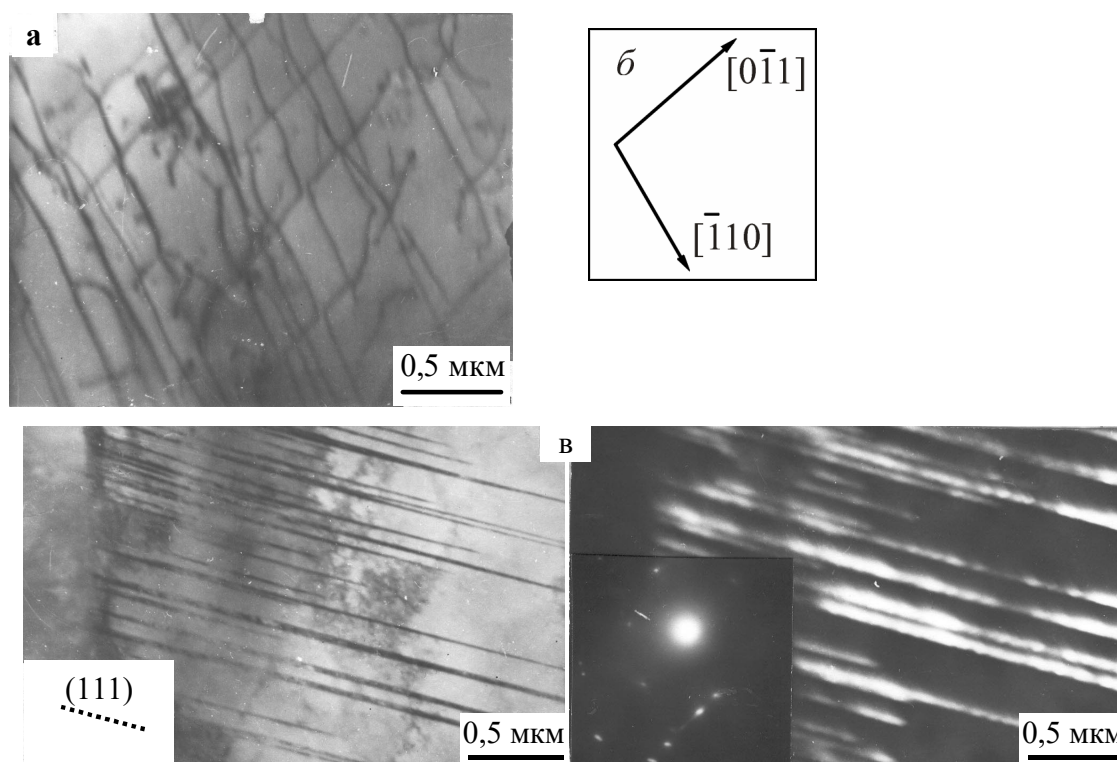
ется образование дислокационной ячеистой субструктуры. Согласно данным работ [10, 12, 22, 23], дислокационная ячеистая субструктура, которая образуется на стадии II, приводит к высоким значениям коэффициента деформационного упрочнения. Это связано с тем, что основной особенностью ячеистой субструктуры является сильное торможение сдвига, поскольку скользящие дислокации могут пересечь в ходе своего продвижения не более 5-6 стенок ячеек, после чего сдвиг затухает [10, 12, 22, 23].

#### Эволюция дислокационной субструктуры

На рис.2 приведено типичное ПЭМ-изображение дислокационной структуры, которое наблюдается при деформации  $\varepsilon = 2\%$  одноосным растяжением стали Гадфильда. Эта дислокационная структура характеризуется наличием участков, в которых преобладают длинные дислокации, вытянутые вдоль одного или двух направлений  $\langle 110 \rangle$  (рис.2а). Установлено, что с увеличением степени пластической де-

формации до  $\varepsilon = 5\%$  дислокационная субструктура стали представлена распределением дислокаций, расположенных хаотическим образом, и отдельными механическими микродвойниками.

Особенностью этой дислокационной субструктуры является то, что дислокации заканчиваются на сплетениях, еще слабо выраженных на начальных степенях пластической деформации. При этом в дислокационной субструктуре появляются многочисленные петли дислокаций, переплетения вытянутых дислокаций и однослойные дефекты упаковки. Кроме того при деформации  $\varepsilon = 5\%$  установлено появление слабо выраженной ячеистой дислокационной субструктуры. Стенками ячеек являются дислокационные сплетения. Еще одной особенностью дислокационной субструктуры является присутствие в разных зернах дефектов упаковки и ячеистой субструктуры. Согласно данным работы [24], ориентация этих зерен принципиально различна.



**Рис.2.** Электронно-микроскопическое изображение дислокационной структуры и двойников деформации при растяжении стали Гадфильда: а – дислокационная структура,  $\varepsilon = 2\%$ ; б – схема кристаллографических направлений дислокаций; в – завершённое двойникование,  $\varepsilon = 14\%$ . Пунктирными линиями отмечен след габитусной плоскости (111)

**Fig.2.** Electron microscopic image of the dislocation structure and strain twinning during tensile strain of Hadfield steel: a – dislocation structure,  $\varepsilon = 2\%$ ; b – scheme of crystallographic directions of dislocations; c – completed twinning,  $\varepsilon = 14\%$ . Dotted lines indicate the trace of the habitus plane (111)

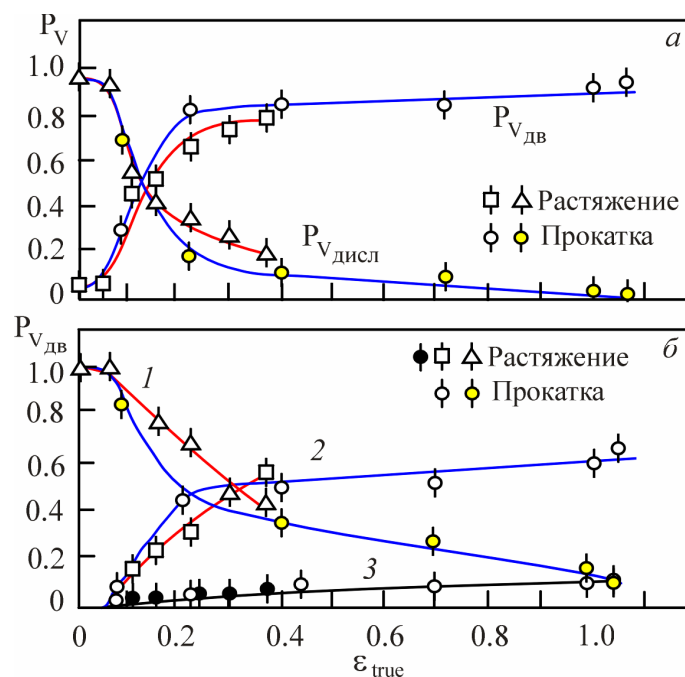
Таким образом, при деформации  $\varepsilon = 5\%$  в дислокационной субструктуре присутствуют многослойные дефекты упаковки и механические микродвойники.

Анализ ПЭМ-изображений позволил установить, что зарождение микродвойников начинается с зарождения длинных прямолинейных дислокаций, затем развиваются однослойные и далее многослойные дефекты упаковки, перерастающие в микродвойники (рис.2в). Об этом свидетельствует также и тот факт, что при деформации  $\varepsilon > 5\%$ , когда начинает интенсивно развиваться микродвойникование, длинные дислокации и дефекты упаковки в материале отсутствуют.

Данные ПЭМ-исследований позволили определить важные количественные параметры, характеризующие дислокационные структуры от степени пластической деформации: объемная доля материала, охваченного скольжением  $P_{V_{дискл}}$  и двойникованием  $P_{V_{дв}}$  (рис.3а); объемные доли двойникового материала, в кото-

ром двойникование развивается по одной, двум и трем системам (рис.3б). По этим зависимостям становится четко видно, что с увеличением степени пластической деформации доля материала, в котором происходит интенсивное двойникование, нарастает. Наиболее интенсивно двойникование развивается в интервале степеней деформации 5-20%.

Детальный анализ ПЭМ-изображений позволил установить, что в одном зерне могут присутствовать взаимно пересекающиеся системы микродвойников, причем доля материала, охваченного двумя и даже тремя системами двойников, со степенью деформации возрастает (рис.3б). При этом микродвойники образуют пакеты. Наблюдается хорошо выраженная тенденция увеличения числа микродвойников в пакете от степени пластической деформации: Так, среднее число микродвойников в пакете возрастает от 3-4 при  $\varepsilon = 10\%$  до 6-8 при  $\varepsilon \geq 20\%$ .



**Рис.3.** Влияние степени пластической деформации  $\varepsilon$  на объемную долю материала: а – охваченного скольжением  $P_{V_{дискл}}$  и двойникованием  $P_{V_{дв}}$ ; б – двойникового материала, в котором двойникование развивается по одной (1), двум (2) и трем (3) системам

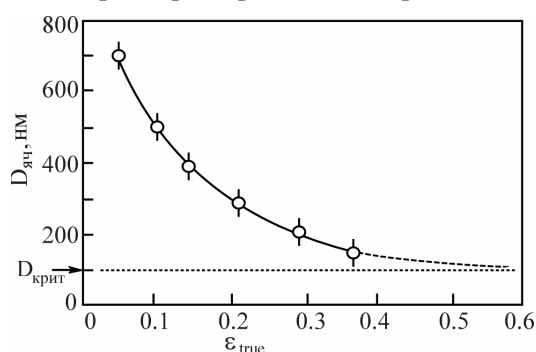
**Fig.3.** Effect of the degree of plastic deformation  $\varepsilon$  on the volume fraction of the material: а – covered by sliding  $P_{V_{дискл}}$  and twinning  $P_{V_{дв}}$ ; б – twinned material in which twinning develops along one (1), two (2) and three (3) systems

Таким образом, линейный характер зависимости « $\sigma_{true} - \varepsilon_{true}$ » стали Гадфильда можно считать обусловлен деформацией скольжением и механическим двойникованием. При этом на-

блюдается четкая корреляция между изменениями субструктуры, включением новых механизмов деформации (а именно – двойникования) и стадиями пластического течения.

*Количественные параметры дислокационной субструктуры*

Для установления причин перехода от одной стадии к другой на деформационных кривых стали Гадфильда необходимо на основе анализа данных ПЭМ определить количественные параметры дислокационной субструктуры: скалярную и избыточную плотность дислокаций и плотность двойников деформации, размер дислокационных ячеек в ячеистой субструктуре. Результаты расчета выше перечисленных параметров приведены на рис.4.



**Рис.5.** Зависимость размера ячеек  $D_{яч}$  от степени пластической деформации  $\epsilon$  для стали 110Г13

**Fig.5.** Dependence of cell size  $D_{cel}$  on the degree of plastic deformation  $\epsilon$  for steel 1.1C-13-Mn-Fe

Из рисунка видно, что изменение способа деформирования (растяжение, прокатка) практически не влияет на плотность микродвойников и избыточную плотность дислокаций. Зависимость скалярной плотности дислокаций от степени пластической деформации до  $\epsilon \approx 30\%$  имеет параболический характер. С ростом напряжения при более высоких степенях деформации происходит насыщение накопления дислокаций. При растяжении разрушение образца происходит раньше, чем достигается насыщение плотности дислокаций.

На рис.5 приведена зависимость размера дислокационных ячеек от степени пластической деформации. Видно, что с увеличением степени пластической деформации размер ячеек убывает и стремится к критическому размеру, равному 100 нм. Такой характер изменения размера ячеек от степени деформации связан с тем, что с момента включения в деформацию механического двойникования начинает интенсивно развиваться дислокационная ячеистая субструктура.

Согласно, представлениям, развиваемых в работах [25, 26], выделяют три критических размера зерен в окрестности которых происхо-

дят значительные изменения свойств поликристаллических металлов и сплавов. В нашем случае это второй критический размер зерна  $D_2$  и он соответствует области значений порядка 50-100 нм, характерного для микроуровня. При таких размерах зерна (или субзерна) становятся бездислокационным и, как результат, внутризеренное упрочнение практически полностью исчезает. Из-за малого размера бездислокационные зерна упрочняют микрополикристалл и оказывают значительные влияния на механизмы его деформации.

Таким образом, установленное экспоненциальное уменьшение размера ячеек  $D_{яч}$  (рис.5) к значениям второго критического размера зерен  $\sim 100$  нм при высоких значениях пластических деформаций (больше 40 %) для стали 110Г13. По данным работ [25, 26] приближение размеров зерен к значениям  $\sim 100$  нм в процессе пластической деформации позволяет сделать вывод, что зерна становятся бездислокационными. Такое изменение распределений дислокаций в поле зерен приводит к значительному уменьшению внутризеренного упрочнения.

*Вклад двойников в деформацию и сопротивление скольжению*

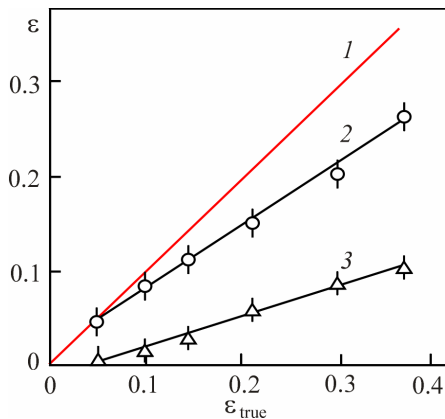
Как отмечалось ранее, момент включения двойникования в деформацию совпадает с перегибом на кривой течения, приводящим к уменьшению коэффициента деформационного упрочнения (см. рис.1), то есть, двойникование играет существенную роль в деформации стали. В связи с этим на основании экспериментально полученных данных была предпринята попытка определения вклада в деформацию микродвойников ( $\epsilon_{дв}$ ) и дислокаций ( $\epsilon_{дисл}$ ) в предположении аддитивности их вклада:

$$\epsilon = \epsilon_{дв} + \epsilon_{дисл},$$

$$\epsilon_{дв} = 0,5\gamma,$$

где  $\gamma = \rho_{дв} \cdot d_0$ , где  $d_0$  – ширина, а  $\rho_{дв}$  – плотность микродвойников. Полученный результат представлен на рис.6. Как следует из графика, вклад двойникования в деформацию значителен (до 1/3). Отсюда неудивительно столь сильное влияние появления двойникования на величину коэффициента деформационного упрочнения. Включение двойникования, как дополнительной моды пластической деформации, само по себе должно уменьшать скорость упрочнения. Однако окончательный итог влияния двойникования на коэффициент деформационного упрочнения зависит от осложнений, вно-

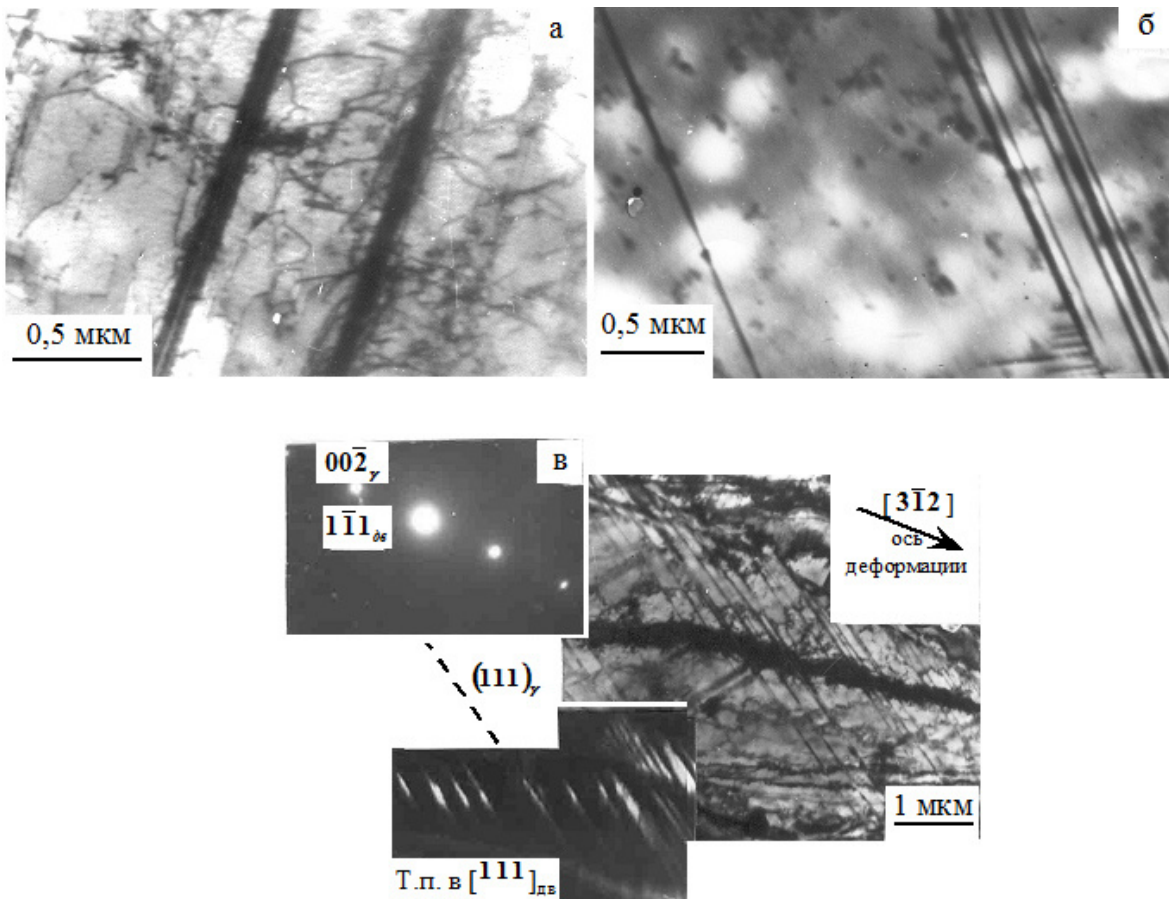
симых им в процесс скольжения. Рассмотрим это подробнее.



**Рис.6.** Вклад в общую пластическую деформацию  $\epsilon$  (1) дислокаций (2) и микровойников (3) в стали 110Г13 при пластической деформации

**Fig.6.** Contribution to the total plastic strain  $\epsilon$  (1) of dislocations (2) and microtwins (3) in 1.1C-13-Mn-Fe steel during plastic deformation

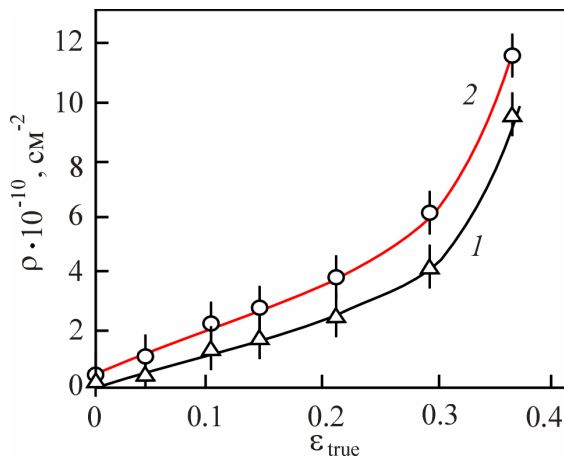
На границе микровойник – матрица нередко наблюдается «напутывание» дислокаций (рис.7а), свидетельствующее об их сильном торможении. Одновременно встречаются границы микровойников, свободные от дислокаций (рис.7б), которых существенно больше. Поэтому плотность дислокаций в участках, содержащих микровойники, ниже (рис.8). Иными словами, скольжение через микровойники идет легче, чем в матрице. Это может быть обусловлено двумя причинами: во-первых, сопротивлением движению скользящих дислокаций из-за наличия границы микровойника и, во-вторых, величиной ориентационного фактора в микровойнике. Так как скалярная плотность дислокаций, как уже сообщалось выше, в окрестности разных микровойников различна, то, по-видимому, решающим фактором будет вторая причина, т.е. величина фактора Шмида микровойника и, во-вторых, величиной ориентационного фактора в микровойнике.



**Рис.7.** Микровойникование в стали 110Г13 при деформации: а –  $\epsilon = 10\%$ ; б –  $\epsilon = 14\%$ ; в –  $\epsilon = 25\%$  ( $\rightarrow$  – ось деформации; ---- след плоскости двойникования)

**Fig.7.** Microtwinning in steel 110G13 at strain: а –  $\epsilon = 10\%$ ; б –  $\epsilon = 14\%$ ; в –  $\epsilon = 25\%$  ( $\rightarrow$  – axis of deformation; ---- trace of twinning plane)





**Рис.8.** Изменение скалярной плотности дислокаций  $\rho$  от степени пластической деформации для стали 110Г13 в зернах, содержащих (1) и не содержащих (2) микродвойники

**Fig.8.** Variation of dislocation scalar density  $\rho$  from the degree of plastic deformation for 1.1C-13-Mn-Fe steel in grains containing (1) and not containing (2) microtwins

Поясним это на примере. На рис.7в приведено изображение участка образца, полученное при деформации растяжением до степени  $\epsilon = 25\%$ . Проведенный согласно [27] анализ показал, что двойникование развивается по плоскости  $(111)_\gamma$ . При этом выполняется условие параллельности плоскостей:  $(130)_\gamma // (102)_{дв}$  и направлений:  $[\bar{3}15]_\gamma // [\bar{4}22]_{дв}$ . Ориентация оси растяжения на этом участке образца –  $[3\bar{1}2]_\gamma$ . Если применить графический метод с использованием сетки Вульфа, описанный в [28], то можно определить изменение кристаллографических индексов оси деформации при двойниковании. Это дает возможность рассчитать фактор Шмида (M) систем скольжения в  $\gamma$ -матрице и двойнике:

$$M = \cos\phi \cdot \cos\lambda,$$

где  $\phi$  – угол между осью деформации и плоскостью скольжения,  $\lambda$  – угол между осью деформации и направлением скольжения. Оказалось, что при двойниковании относительно

полюса  $(111)_\gamma$  индексы оси растяжения  $[3\bar{1}2]_\gamma$  меняются на  $[\bar{1}50]_{дв}$ . Рассчитанные факторы Шмида для действующих систем скольжения в матрице и микродвойнике представлены в таблице. Из таблицы видно, что факторы Шмида в микродвойнике повышаются, т.е. механическое микродвойникование влечет за собой ориентационное разупрочнение и облегчает процесс скольжения.

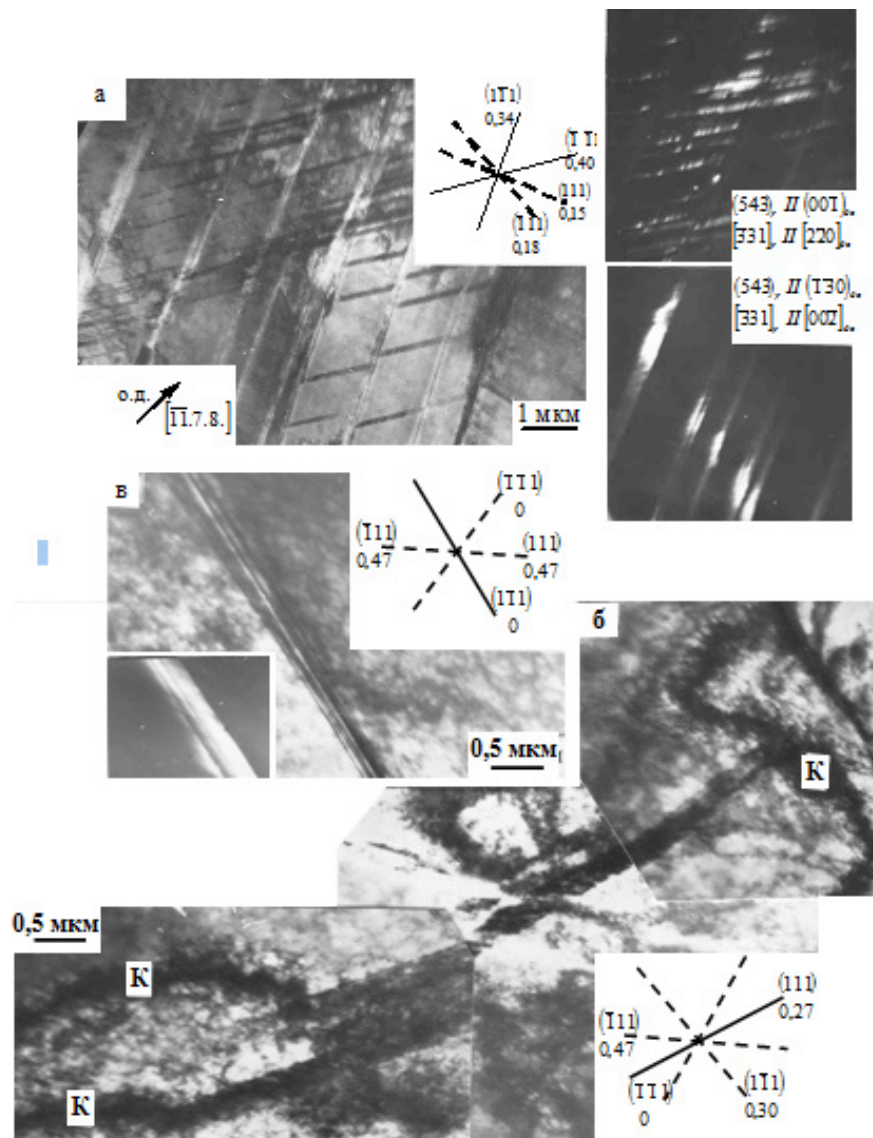
**Таблица.** Факторы Шмида для действующих систем скольжения для участка образца, представленного на рис.7

**Table.** Schmid factors for valid sliding systems for the sample section shown in Fig.7

Системы скольжения	$[3\bar{1}2]_\gamma$	$[\bar{1}50]_{дв}$	
$(111)_\gamma$	$[\bar{1}10]$	0,38	0,47
	$[\bar{1}01]$	0,12	0,63
	$[0\bar{1}1]$	0,31	0,35

Проведенный анализ геометрии двойникования в конкретных зернах показал, что этот процесс развивается преимущественно по системам с наибольшим фактором Шмида (рис.9а). Однако наблюдается двойникование с минимальным (рис.9б) и даже нулевым (рис.9в) факторами Шмида. В этих случаях движущей силой двойникования, по-видимому, служат внутренние поля напряжений, возникновение которых обусловлено несовместностью деформации соседних зерен. Об этом свидетельствует наличие на изображениях изгибных экстинкционных контуров.

Полученные результаты свидетельствуют о важной роли ориентации плоскостей скольжения во вновь образовавшихся микродвойниках и факторах Шмида для двойникования. Таким образом, полученные результаты свидетельствуют о важной роли кристаллографической текстуры в физике деформационного упрочнения.



**Рис.9.** Сталь 110Г13  $\varepsilon = 25\%$ . Деформация – растяжение (а) и сжатие (б,в) (— действующие, ---- не действующие системы двойникования, здесь же указаны значения фактора Шмида), о.д. – ось деформации; К – экстинкционный контур

**Fig.9.** Steel 1.1C-13-Mn-Fe  $\varepsilon = 25\%$ . Strain – tension (a) and compression (b,c) (— acting, ---- not acting twinning systems, here are the values of the Schmid factor), o.d. – strain axis; K – extinction contour

### Заклучение

Полученные данные позволяют сделать вывод, что эволюция дефектной структуры и рост плотности микродвойников формируют деформационное упрочнение стали Гадфильда в полном соответствии с современной теорией дислокаций и двойников. Установлена продолжительная стадия II линейного деформационного упрочнения (порядка 20 %) с высоким значением коэффициента деформационного упрочнения  $\theta$ . Наличие на стадии II высокого

значения  $\theta$  связано образование дислокационной ячеистой субструктуры в стали Гадфильда.

Выявлена корреляция между изменением коэффициента деформационного упрочнения  $\theta$  от степени деформации с началом активного процесса микродвойникования. На основе анализа данных ПЭМ показано, что местами локализации наибольших значений амплитуды кризисно-кручения кристаллической решетки являются места зарождения деформационных микродвойников.

Установлено, что плотность микродвойников и избыточная плотность дислокаций не за-

всят от способа пластической деформации (растяжение, прокатка). Накопление скалярной плотности дислокаций происходит по параболической зависимости в интервале значений пластических деформаций от 0 до 30 %, при более высоких степенях деформации происходит насыщение накопления дислокаций. При растяжении разрушение образца происходит раньше, чем достигается насыщение плотности дислокаций.

Выявлено, что в стали Гадфильда при пластической деформации выше 40 % существует критический размер зерна  $D$ , при приближении к которому в процессе деформации зерна становятся бездислокационными.

Установлена важная роль кристаллографической текстуры в физике деформационного упрочнения, которая проявляется в повышении фактора Шмида при образовании микродвойников, поскольку механическое микродвойникование влечет за собой ориентационное упрочнение и облегчает процесс скольжения. При этом процесс скольжения развивается преимущественно по системам с наибольшим фактором Шмида. В отдельных зернах обнаружены исключения, которые проявляются в минимальных и даже нулевых значениях фактора Шмида при двойниковании. В этих зернах движущей силой двойникования становятся внутренние поля напряжений, возникновение которых обусловлено несовместностью деформации в соседних зернах и отражаются в появлении на ПЭМ-изображениях изгибных экстинкционных контуров.

### Список литературы

1. Avery H.S. Austenitic manganese steel // *Metals Handbook*. 1961. V. 1. P.822–840.
2. Богачев И.Н., Еголаев В.Ф. Структура и свойства железомарганцевых сплавов. М.: Металлургия, 1973. 295 с.
3. Штремель М.А., Коваленко И.А. О механизме упрочнения стали Гадфильда // *ФММ*.1987. Т. 63, Вып. 1. С. 172–180.
4. Zhang F., Chen C., Lv B., Ma H., Farabi E., Beladi H. Effect of pre-deformation mode on the microstructures and mechanical properties of Hadfield steel // *Materials Science and Engineering A*. 2019. V. 743. P. 251–258.
5. Bobbili R., Madhu V. Flow and fracture characteristics of near alpha titanium alloy // *Journal of Alloys and Compounds*. 2016. V. 684. P. 162–170.

nal of Alloys and Compounds. 2016. V. 684. P. 162–170.

6. Конева Н.А., Черкасова Т.В., Тришкина Л.И., Попова Н.А., Громов В.Е., Аксенова К.В. Дислокационная структура и дислокационные субструктуры. Электронно-микроскопические методы измерения их параметров. Новокузнецк: СибГИУ, 2019. 136 с.

7. Салтыков С.А. Стериометрическая металлография. М.: Металлургия. 1970. 376 с.

8. Зеегер А. Механизмы скольжения и упрочнения в кубических гранцентрированных и гексагональных плотноупакованных металлах // *Дислокации и механические свойства кристаллов*. М.: ИИЛ, 1960. С. 179–268.

9. Трефилов В.И., Моисеев В.Ф., Печковский Э.П. и др. Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических материалов. Киев: Наукова думка, 1989. 256 с.

10. Конева Н.А., Козлов Э.В. Физическая природа стадийности пластической деформации // *Изв. вузов. Физика*. 1990. Т. 33, № 2. С. 89–106.

11. Конева Н.А., Козлов Э.В. Современная картина стадий пластической деформации // *Изв. вузов. Физика*. 2004. Т. 47, № 8. С. 90–98.

12. Конева Н.А., Козлов Э.В. Физическая природа стадийности пластической деформации // *Структурные уровни пластической деформации и разрушения*. Новосибирск: Наука, 1990. С. 123–186.

13. Клопотов А.А., Потекаев А.И., Устинов А.М., Иванов Ю.Ф., Абзаев Ю.А., Кулагина В.В. Взаимосвязи между характеристиками деформационного поведения и эволюцией деформационных полей при одноосном растяжении алюминия // *Изв. вузов. Физика*. 2021. Т. 64, № 4. С. 9–15.

14. Narita N. et al. The inelastic effects due to deformation twins in Cu-Ge alloys crystals // *J. Jap. Inst. Metals*. 1978. V. 42, N 12. P. 1190–1199.

15. Miura S., Takamura J.J., Narita N. Orientation dependence of the flow stress for twinning in silver crystals // *Proceedings Inter. Conf. Strength Metals and Alloys*. Tokyo. 1968. V. 9. P. 555–562.

16. Jafarian H.R., Sahzi M., Mousaui Anijdan S.H., Eivani A.R., Park N. The influence of austenitization temperature on microstructural developments, mechanical properties, fracture mode and wear mechanism of Hadfield high manganese steel // *Journal of Materials Research and Technology*. 2021. V. 10. P. 819–831.

17. Karaman I., Schitoglu H., Chumlyakov Yu.I., Maier H.J., Kireeva I.V. Extrinsic stacking fault and twinning in Hadfield manganese steel single crystals // *Scripta Mater.* 2001. V. 44, N 2. P. 337–343.

18. Adler P.H., Olson G.B., Owen W.S. Strain hardening of Hadfield manganese Steel // *Met. Trans.* 1986. V. 17A. P. 1725–1737.

19. Жилкашинова А.М., Скаков М.К., Попова Н.А. Связь коэффициента деформационного упрочнения и пластической деформации аустенитной стали Гадфильда // *Вестник науки Сибири.* 2011. № 1 (1). С. 686–6919.

20. Конева Н.А., Тришкина Л.И., Потекаев А. И., Козлов Э. В. Структурно-фазовые превращения в слабоустойчивых состояниях металлических систем при термосиловом взаимодействии. Томск: НТЛ, 2015. 344 с.

21. Тришкина Л.И., Потекаев А.И., Клопотов А.А., Черкасова Т.В., Кулагина В.В., Медведев Н.Н. Эволюция дислокационной субструктуры при деформации упорядоченного и разупорядоченного сплава  $Pd_3Fe$  в области слабоустойчивых структурно-фазовых состояний // *Изв. вузов. Физика.* 2021. Т. 64, № 1. С. 90–96.

22. Попов Л.Е., Конева Н.А., Терешко И.В. Деформационное упрочнение упорядоченных сплавов. М.: Металлургия, 1979. 256с.

23. Конева Н.А. Природа стадий пластической деформации // *Соросовский образовательный журнал.* 1998. № 10 (35). С. 99–105.

24. Теплякова Л.А., Попова Н.А., Игнатенко Л.Н., Конева Н.А. Два пути эволюции дислокационной субструктуры в ансамбле зерен хромомарганцевой аустенитной стали с азотом // *Сплавы с эффектом памяти формы и другие перспективные материалы.* С.-Пб., 2001. С. 350–355.

25. Козлов Э.В., Попова Н.А., Конева Н.А. Размерный эффект в дислокационных субструктурах металлических материалов // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения.* 2009. Т. 6, № 2. С. 14–24.

26. Конева Н.А., Потекаев А.И., Тришкина Л.И., Черкасова Т.В., Клопотов А.А. Роль критических размеров зерен поликристаллов мезоуровня в ходе деформации в слабоустойчивом состоянии металлов и сплавов // *Изв. вузов. Физика.* 2020. Т. 63, № 5. С. 58–64.

27. Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в материаловедении. М.: Металлургия, 1973. 584 с.

28. Агеев Н.В., Бабарэко А.А., Эгиз И.В. Влияние механического двойникования на текстуру ГЦК металлов // *Кристаллическая структура и свойства металлических сплавов.* М.: Наука, 1978. С. 131–146.

### Информация об авторах

*Н. А. Попова – кандидат технических наук, старший научный сотрудник Томского государственного архитектурно-строительного университета.*

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

*Е. Л. Никоненко – кандидат физико-математических наук, доцент Томского государственного архитектурно-строительного университета, Национального исследовательского Томского политехнического университета.*

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

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

*Г. Г. Волокитин – доктор технических наук, профессор Томского государственного архитектурно-строительного университета.*

*О. М. Лоскутов – кандидат технических наук, доцент Томского государственного архитектурно-строительного университета.*

*В. И. Бородин – инженер-исследователь Национального исследовательского Томского государственного университета.*

*А. И. Потекаев – доктор физико-математических наук, профессор Национального исследовательского Томского государственного университета.*

### References

1. Avery, H. S. (1961). Austenitic manganese steel. *Metals Handbook*, (1), 822–840.

2. Bogachev, I. N. & EgolaeV, V. F. (1973). Structure and properties of iron-manganese alloys. *Metallurgiya*, Moscow. P. 295.

3. Stremel, M. A. & Kovalenko, I. A. (1987). On the hardening mechanism of Hadfield steel. *Fizicheskaya mezomekhanika (physical mesomechanics)*, 63, 172–180. (In Russ.).
4. Zhang, F., Chen, C., Lv, B., Ma, H., Farabi, E. & Beladi, H. (2019) Effect of pre-deformation mode on the microstructures and mechanical properties of Hadfield steel. *Materials Science and Engineering A*, 743, 251–258.
5. Bobbili, R. & Madhu, V. (2016). Flow and fracture characteristics of near alpha titanium alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 684, 162–170.
6. Koneva, N. A., Cherkasova, T. V., Trishkina, L. I., Popova, N. A., Gromov, V. E. & Ak-senova, K. V. (2019). Dislocation structure and dislocation substructures. Electron microscopic methods for measuring their parameters. SibSIU, Novokuznetsk. P. 136. (In Russ.).
7. Saltykov, S. A. (1970). Steriometric metallography. Metallurgiya, Moscow. P. 376. (In Russ.).
8. Seeger, A. (1960). Slip and hardening mechanisms in cubic face-centered and hexagonal densely packed metals. Dislocations and Mechanical Properties of Crystals. IIL, Moscow. P. 179. (In Russ.).
9. Trefilov, V. I., Moiseev, V. F. & Pechkovsky, E. P. (1989). Deformation hardening and fracture of polycrystalline materials. Naukova dumka, Kiev. P. 256. (In Russ.).
10. Koneva, N. A. & Kozlov, E. V. (1990). The physical nature of plastic deformation stages. *Izvestiya vuzov. Fizika (Izvestia of universities. Physics)*, 33(2), 89–106. (In Russ.).
11. Koneva, N. A. & Kozlov, E. V. (2004). Modern picture of plastic deformation stages. *Izvestiya vuzov. Fizika (Izvestia of universities. Physics)*, 47(8), 90–98. (In Russ.).
12. Koneva, N. A. & Kozlov, E. V. (1990). Physical nature of plastic deformation stages. Structural levels of plastic deformation and fracture. Nauka, Novosibirsk. P. 186. (In Russ.).
13. Klopotov, A. A., Potekaev, A. I., Ustinov, A. M., Ivanov, Yu. F., Abzaev, Yu. A. & Kulagina, V. V. (2021). Relations between characteristics of deformation behavior and evolution of deformation fields in aluminum under uniaxial tension. *Russian Physics Journal*, 64(4), 574–581.
14. Narita, N. et al. (1978). The inelastic effects due to deformation twins in Cu-Ge alloys crystals. *J. Jap. Inst. Metals*, 42(12), 1190–1199.
15. Miura, S., Takamura, J. J. & Narita, N. (1968). Orientation dependence of the flow stress for twinning in silver crystals. *Proceedings Inter. Conf. Strength Metals and Alloys, Tokyo*, 9, 555–562.
16. Jafarian, H. R., Sahzi, M., Mousavi Anijdan, S. H., Eivani, A. R. & Park, N. (2021). The influence of austenitization temperature on microstructural developments, mechanical properties, fracture mode and wear mechanism of Hadfield high manganese steel. *Journal of Materials Research and Technology*, (10), 819–831.
17. Karaman, I., Sehitoglu, H., Chumlyakov, Yu. I., Maier, H. J. & Kireeva, I. V. (2001). Extrinsic stacking fault and twinning in Hadfield manganese steel single crystals. *Scripta Mater.*, 44(2), 337–343.
18. Adler, P. H., Olson, G. B. & Owen, W. S. (1986). Strain hardening of Hadfield manganese Steel. *Met. Trans.*, (17A), 1725–1737.
19. Zhilkashinova, A. M., Skakov, M. K. & Popova, N. A. (2011). Relation between strain-hardening factor and plastic deformation of austenitic Hadfield steel. *Vestnik nauki Sibiri (Siberian Journal of Science)*, 1(1), 686–6919. (In Russ.).
20. Koneva, N. A., Trishkina, L. I., Potekaev, A. I. & Kozlov, E. V. (2015). Structural-phase transformations in weakly stable states of metallic systems during thermal force interaction. NTL, Tomsk. P. 344. (In Russ.).
21. Trishkina, L. I., Potekaev, I. A., Klopotov, A. A., Cherkasova, T. V., Kulagina, V. V. & Medvedev, N. N. (2021). Evolution of dislocation substructure in deformed ordered and disordered Pd<sub>3</sub>Fe alloys in lowstability state *Russian Physics Journal*, 64 (1), 104–111.
22. Popov, L. E., Koneva, N. A. & Tereshko, I. V. (1979). Deformation hardening of ordered alloys. Metallurgiya, Moscow. P. 256. (In Russ.).
23. Koneva, N. A. (1998). The nature of plastic deformation stages. *Sorosovskij obrazovatel'nyj zhurnal (Sorosov's Educational Journal)*, 10 (35), 99–105. (In Russ.).
24. Teplyakova, L. A., Popova, N. A., Ignatenko, L. N. & Koneva, N. A. (2001). Two ways of dislocation substructure evolution in grain ensemble of chromium-manganese austenitic steel with nitrogen. *Alloys with shape memory effect and other promising materials*, 350–355. (In Russ.).
25. Kozlov, E. V., Popova, N. A. & Koneva, N. A. (2009). Dimensional effect in dislocation substructures of metallic materials. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya*

(*Basic Problems of Material Science (BPMS)*), 6(2), 14–24. (In Russ.).

26. Koneva, N. A., Trishkina, L. I., Cherkasova, T. V., Klopotov, A. A. & Potekaev, A. I. (2020). Critical grain size at meso-level after deformation of polycrystalline metals and alloys in low-stability state. *Russian Physics Journal*, 63(5), 773–778.

27. Utevsky, L. M. (1973). Diffraction electron microscopy in metallurgy. *Metallurgiya*, Moscow. P. 584. (In Russ.).

28. Ageev, N. V., Babareko, A. A. & Egiz, I. V. (1978). Influence of mechanical twinning on the texture of HCC metals. *Crystal structure and properties of metal alloys*. Nauka, Moscow. P. 131–146.

#### **Information about the authors**

*N. A. Popova – Candidate of Physical and Mathematical Sciences, Senior Researcher, Tomsk State University of Architecture and Building.*

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

*E. L. Nikonenko – Candidate of Physical and Mathematical Sciences, Associate Professor of Tomsk State University of Architecture and Building; National Research Tomsk Polytechnic University.*

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

*T. V. Cherkasova – Associate Professor of Tomsk State University of Architecture and Building; National Research Tomsk Polytechnic University.*

*G. G. Volokitin – Doctor of Technical Sciences, Professor, Tomsk State University of Architecture and Building.*

*O. M. Loskutov – Candidate of Technical Sciences, Associate Professor of Tomsk State University of Architecture and Building.*

*V. I. Borodin – Research engineer, National Research Tomsk State University.*

*A. I. Potekaev – Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Professor, National Research Tomsk State University.*

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

Статья поступила в редакцию 14.11.2022; одобрена после рецензирования 24.11.2022; принята к публикации 29.11.2022.

The article was received by the editorial board on 14 Nov. 22; approved after reviewing 24 Nov. 22; accepted for publication 29 Nov. 22.