СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.15-194.591:539.25

ВЛИЯНИЕ СПЕЦИАЛЬНЫХ ГРАНИЦ НА γ → α-ПРЕВРАЩЕНИЕ В АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ

© 2021 г. М. Л. Лобанов^{а, b,} *, В. И. Пастухов^с, А. А. Редикульцев^а

^аУрФУ им. первого Президента России Б.Н. Ельцина, ул. Мира, 19, Екатеринбург, 620002 Россия ^bИнститут физики металлов УрО РАН им. М.Н. Михеева, ул. Софьи Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620108 Россия ^cАО "Институт реакторных материалов", п/о 29, Заречный, Свердловская область, 624250 Россия

> **e-mail: m.l.lobanov@urfu.ru* Поступила в редакцию 30.07.2020 г. После доработки 02.12.2020 г. Принята к публикации 14.12.2020 г.

Методом ориентационной микроскопии (EBSD) исследована структура аустенитной нержавеющей стали, содержащей 18 мас. % Сг и 9 мас. % Ni, после длительной эксплуатации при повышенных температурах и нейтронном облучении. В образцах в процессе их бездеформационной резки частично реализовывалось сдвиговое $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение. Распад аустенита происходил под действием изотропных напряжений, направленных нормально к исследуемой поверхности. Проведен сравнительный анализ точности выполнения ориентационных соотношений (OC) в процессе $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение. Рассермана, Грегори–Трояно и других. Установлено, что в данном случае превращение наиболее точно описывается ОС Грегори–Трояно. Показано, что зарождение α -фазы происходило на когерентных двойниковых границах (Σ 3 в модели решетки совпадающих узлов) между зернами аустенита, что определило варианты действующих ОС и однозначную кристаллографическую ориентацию зерен α -фазы.

Ключевые слова: фазовые превращения, аустенитные нержавеющие стали, феррит, ориентационная микроскопия, ориентационные соотношения, специальные границы

DOI: 10.31857/S0015323021040057

ВВЕДЕНИЕ

Сдвиговое фазовое превращение (ФП) аустенита в сталях и сплавах на основе железа играет ключевую роль в формировании структур, характеризующихся уникальным комплексом прочностных и пластических свойств [1-5]. Однако до настоящего времени основные аспекты ФП, включая кристаллографические, остаются не до конца понятными [6-10]. Повышенный интерес исследователей к ориентационным соотношениям (ОС) между исходной и конечной фазами [10-22] связан, прежде всего с тем, что ОС, как некие "следы", оставленные превращением, отражают механизм трансформации кристаллических решеток. Также ОС в совокупности с морфологией продуктов распада указывают на определенные особенности превращений, реализующиеся при различных условиях [2, 11-18]. С практической точки зрения интерес к кристаллографии ФП определяется открывающимися возможностями по управлению текстурой, и, соответственно, анизотропией физико-механических свойств функциональных материалов и изделий [23, 24].

Наличие кристаллографически обусловленных высокоугловых границ с особыми свойствами, например, специальных границ в модели решетки совпадающих узлов в фазе с ГЦК-решеткой [23, 25], может влиять на механизмы зарождения, направленность и интенсивность фазового [24] или структурного превращений [26] в металлическом изделии. Очевидно, что понимание взаимосвязи структуры границ с зарождением новой фазы и действующими ориентационными соотношениями позволяет значительно расширить наши представления о механизмах сдвиговых превращений и возможных способах управления ими.

Данная работа посвящена исследованию кристаллографических особенностей у–а-превращения, проходящего на высокоугловых специальных границах, широко представленных в исходной структуре аустенита нержавеющей стали X18H9.

МЕТОДИКА

В качестве материала для исследований использовали образцы бесшовной трубы из нержавеющей аустенитной стали X18H9, длительное время (более 30 лет) находившейся при повышенных температурах – 370–430°С и нейтронном облучении. Предварительно проведенное исследование [27] на образцах, бездеформационно вырезанных из изделия, показало, что на их взаимно перпендикулярных поверхностях, возникшая α фаза с ОЦК-решеткой, характеризовалась наличием аксиальной текстуры (111), ось которой являлась нормальной к плоскости разреза. Это позволило утверждать, что распад аустенита происходил под действием изотропных напряжений, связанных с радиационным распуханием изделия (формированием радиационной пористости) [28], в момент релаксации напряжений при разрезе.

Исследование структуры проводили на растровом микроскопе Tescan Mira3, оснащенным приставкой EBSD NordlysNano анализа фирмы Oxsford Instruments, при ускоряющем напряжении 20 кВ. Шаг сканирования – 0.5 мкм. Погрешность определения ориентации кристаллической решетки — не более $\pm 1^{\circ}$ (в среднем $\pm 0.6^{\circ}$). Малоугловые границы (МУГ) между локальными объемами строились на ориентационных картах при разориентациях от 2° до 10°: толщина на рисунках – 1 пиксел. При разориентациях ≥10° проводились высокоугловые границы (ВУГ): толщина на рис. – 2 пикселя. Выявление границ решетки совпадаюших узлов (РСУ) между зернами осуществлялось построением их на ориентационных картах с учетом заложенного в программное обеспечение стандартного критерия Брендона $\pm \Delta \Theta$. Для каждой РСУ-границы он составляет конкретную величину: $\Delta \Theta = 15^{\circ}/(\Sigma n)^{1/2}$, где Σn – количество совпадающих узлов при наложении трехмерных решеток. Также использовали возможности программного обеспечения по уменьшению критерия $\Delta \Theta$ до 1°.

Разориентацию между кубическими решетками аустенита и α -фазы определяли по матрице поворота R, полученной из соотношения F = RA. Матрица F описывает ориентацию продукта превращения (мартенсит или бейнит), матрица A описывает исходную ориентацию аустенита. Матрицы F и A вычисляли из экспериментально определенных EBSD-углов Эйлера для соответствующих фаз. Для определения действующего варианта ОС полученную матрицу поворота R сравнивали со всеми вариантами ОС Курдюмова–Закса (24), ОС Нишиямы–Вассермана (12), ОС Гренингера–Трояно (24) и ОС из [15, 16] по формуле, использованной в работах [29, 30]:

$$H_{ii} = C_i R^{-1} C_i T, \qquad (1)$$

где в качестве T использована матрица T_I , описывающая вариант сдвигового $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения:

-для ОС Курдюмова-Закса (К-З): (111)_{γ} $\|$ (011)_{α}; [$\overline{1}$ 01]_{γ} $\|$ [$\overline{1}$ $\overline{1}$ 1]_{α}.

$$\mathbf{T}_{1}^{\mathrm{K-3}} = \begin{pmatrix} 0.742 & -0.667 & -0.749 \\ 0.650 & 0.742 & -0.167 \\ 0.167 & 0.075 & 0.983 \end{pmatrix};$$

– для ОС Нишиямы–Вассермана (H–B): $(111)_{\gamma} \| (011)_{\alpha}; [2\overline{1}\overline{1}]_{\gamma} \| [0\overline{1}1]_{\alpha}.$

$$\mathbf{T}_{1}^{\mathrm{H-B}} = \begin{pmatrix} 0 & 0.707 & -0.707 \\ -0.169 & 0.697 & 0.697 \\ 0.986 & 0.120 & 0.120 \end{pmatrix}$$

 $(0.986 \ 0.120 \ 0.120)$ – для ОС Гренингера—Трояно (Г—Т): (111), $\|(011)_{\alpha}; [\overline{12}, \overline{5}, 17]_{\gamma}\|[\overline{7}, \overline{17}, 17]_{\alpha}.$

$$\Gamma_{1}^{\Gamma-T} = \begin{pmatrix} 0.727 & -0.686 & -0.041 \\ 0.672 & 0.722 & -0.168 \\ 0.145 & 0.095 & 0.985 \end{pmatrix};$$

– для ОС, полученного в работах Гундырева В.М., Зельдовича В.И., Счастливцева В.М. [15–17]: (1, 1.0212, 1.0141)_γ || (011)_α; [1,1.1138, $\overline{2.1077}$]_γ || [0 $\overline{11}$]_α.

$$T_1 = \begin{pmatrix} -0.724 & 0.689 & 0.020 \\ 0.130 & 0.107 & 0.986 \\ 0.677 & 0.717 & -0.167 \end{pmatrix};$$

а в качестве $C_i(C_j)$ – матрицы типа $\begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix}$, опи-

сывающие в общем случае 24 симметрических поворота в кубической решетке: i(j) = 1, 2, ..., 24.

Для каждой матрицы разориентации H, с учетом полного ряда ее симметрических вариантов, производили расчет значений углов Θ и осей разворота [*uvw*], используя известные математические формулы:

$$\Theta = \arccos\{(h_{11} + h_{22} + h_{33} - 1)/2\}, \qquad (2)$$

$$u: v: w = [h_{12} - h_{21}]: [h_{23} - h_{32}]: [h_{31} - h_{13}], \quad (3)$$

где h_{ii} — элементы матрицы *H*.

В полученных наборах вариантов значений параметров разориентации (угол и ось разворота), относящихся к одной матрице H, выбирали только один вариант с наименьшим значением угла Θ . Матрицу T, соответствующую данному варианту, принимали за матрицу OC, наиболее близкого к действующему, а угол Θ за отклонение экспериментального OC от теоретического.

РЕЗУЛЬТАТЫ

Структура ү-фазы представлена крупными рекристаллизованными зернами с двойниками от-

ФИЗИКА МЕТАЛЛОВ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ том 122 № 4 2021



Рис. 1. Микроструктура стали X18H9 с незавершенным распадом γ -фазы, выявленная с использованием метода обратно рассеянных электронов (EBSD): а – ориентационный контраст; б, в – спектры межкристаллитных границ в γ - и α -фазах, соответственно; г, д – спектры специальных границ в в γ - и α -фазах, соответственно.

жига и спрямленными границами (рис. 1а). В зернах нераспавшегося аустенита наблюдается низкая плотность дислокаций — практически полное отсутствие МУГ с разориентациями более 2°. Основную долю высокоугловых границ составляли РСУ-границы Σ 3 (рис. 16, 1г). Следует отметить, что граница Σ 3 не только "выделяла" двойники рекристаллизации, но также фиксировалась между зернами γ -фазы. Все границы Σ 3 в нераспавшемся аустените являются практически точными, имеющими отклонения от идеальных не более 1°. Столь высокая кристаллографическая точность границ Σ 3 наблюдалась ранее у двойников рекристаллизации в меди [31].

Распад аустенита происходил крайне неоднородно (рис. 1а): в некоторых зернах у-фазы превращение реализовалось полностью; в других превращение прошло только в "двойниковой" их части; также наблюдались зерна ү-фазы, в которых превращение не реализовалось или только началось. На начальной стадии превращения наблюдалась линзоподобная форма зародышей α-фазы: либо симметричная с длинной осью, параллельной ВУГ. на которых произошло формирование данных кристаллов; либо ассиметричная с длинной осью, расположенной под углом к ВУГ. В зернах α-фазы, которые полностью заменили у-фазу, фиксировалась высокая плотность дислокаций, выраженная в большом количестве МУГ, зачастую параллельных друг другу (рис. 1а).

Практически все зародыши α -фазы сформировались на границах РСУ между зернами γ -фазы, причем доминирующее большинство зародышей — на границах Σ 3 (когерентных двойниковых), что согласуется с результатами работы [4]. Часто наблюдалось формирование нескольких зародышей α -фазы на одной ВУГ γ -фазы. Все зародыши α -фазы, образовавшиеся на одной границе γ -фазы, характеризовались практически одной и той же кристаллографической ориентацией. Таким образом, сформированный в дальнейшем в результате роста отдельных зародышей пакет кристаллитов α -фазы будет содержать только МУГ, разделяющие кристаллиты близких ориентаций.

Сформированная в результате распада аустенита α -фаза характеризовалась наличием аксиальной текстуры (111) [27], ось которой являлась нормальной к анализируемой поверхности образца. Это предполагало наличие определенного напряженного состояния в момент γ – α -превращения. Важно отметить, что в текстуре α -фазы ориентировку (111) преимущественно формировали области, в которых распад аустенита прошел максимально далеко. То есть текстура α -фазы в данном случае свидетельствовала о выраженной кристаллографической направленности превращения, инициированной как исходными ориентировка-



Рис. 2. Кристаллография зарождения α-фазы на Σ3-границах γ-фазы (EBSD): а-г – области, указанные на рис. 1а, с обозначением следов плоскостей (сплошная линия) и направлений (прерывистая линия), участвующих в превращении (слева), и ориентаций кристаллической решетки фаз относительно системы координат образца в виде элементарных кубических ячеек и углов Эйлера (справа) а – область I; б – II; в – III; г – IV.

ми зерен γ-фазы, так и действием напряжений, направленных нормально к поверхности изделия.

В спектре РСУ-границ α -фазы (рис. 1д) заметное преимущество имели $\Sigma 3$, $\Sigma 11$, $\Sigma 25b$, $\Sigma 33c$, $\Sigma 41c$. В работах [32, 33] показано, что появление данного спектра является результатом мартенситного фазового превращения в соответствии с ОС, промежуточными между ОС К–3 и ОС Н–В.

При зарождении новой α-фазы на границе зерна у-фазы связь между кристаллографическими базисами решеток α-фазы (F) и одного из кристаллитов γ -фазы (A_1) задается соотношением F = $= T_1 A_1$, где T_1 матрица некоторых ОС (например, ОС Н-В, К-З, Г-Т или др.). Для того чтобы зародыш α -фазы *F* находился в ОС к обоим зернам (благоприятном для зарождения и роста в оба зерна ү-фазы) необходимо, чтобы произведение матрицы T_3 , связывающей базисы решеток A_1 и A_2 – $A_1 = T_3 A_2$, на матрицу T_1 ($T_2 = T_1 T_3$) также дало матрицу ОС (одну из всех возможных вариантов, но отличную от T_1). Очевидно, что это возможно если T_3 близка к одной из матриц, описывающих разориентацию между 11 (для ОС Н-В) или 23 (для К-З, Г-Т или ОС из [15, 16]) возможными ориентировками α-фазы, которая образуется по соответствующим ОС. Т.е. в общем случае зарождение α-фазы должно происходить на границах γ -фазы, которые имеют углы разориентации из полного набора возможных углов между ориентировками α -фазы, образованными по действующим ОС (H–B, K–3, Г–Т или др.). Этому механизму в полной мере отвечает зарождение новой фазы на границах РСУ Σ 3 γ -фазы (выделенные области на рис. 2). Данный тип границ зерен преобладает в спектре разориентаций возможных ориентировок α -фазы (рис. 1д).

В табл. 1 показаны результаты кристаллографического анализа типичных случаев зарождения α -фазы на границах РСУ Σ 3 γ -фазы, выделенных на рис. 1а. Во всех рассмотренных случаях отклонение экспериментальных ОС от ОС К-3, ОС H−B, OC Г−Т и OC из [15, 16] не превышает 4°, т.е. полностью согласуется с предполагаемым механизмом зарождения. Лучшее согласие с экспериментальными данными наблюдается для ОС Г-Т (табл. 1). Габитусные плоскости ү-фазы, определенные по следам выходов межфазных границ на анализируемую поверхность с точностью до ~1° для всех случаев (I–IV), описываются индексами {259}, характерными для линзовидного мартенсита, образующегося в высоколегированных сплавах с низкой мартенситной точкой.

Зарождение новой фазы на границах РСУ Σ3γ имеет общие закономерности. Во всех рассмотренных случаях плоскость превращения в действу-

ү-фазы
3-границах
M
H
х-фазы
ИС
Ш
цен
Ж
ğ
1 32
đ
Ξ
CI
к ОС пј
ых ОС п
ыных ОС п
альных ОС п
пдеальных ОС пј
т идеальных ОС пј
я от идеальных ОС пј
ния от идеальных ОС пј
нения от идеальных ОС пј
тонения от идеальных ОС п
гклонения от идеальных ОС пј
Отклонения от идеальных ОС п
1. Отклонения от идеальных ОС п
а 1. Отклонения от идеальных ОС п
ица 1. Отклонения от идеальных ОС п
блица 1. Отклонения от идеальных ОС п

	Ū	0.76	1.56	1.90	1.26
Наиболее близкое ОС / отклонение от теоретического, град	ОС из [15–17]	$\left(\overline{1},\overline{1.0141},1.0212 ight)_{\gamma} \ (011)_{\alpha}$ $\left[1,\overline{2.1077},\overline{1.1138} ight]_{\gamma} \ \left[0\overline{1}1 ight]_{\alpha}$	$(1.0141, 1, 1.0212)_{\gamma} \ (011)_{\alpha} \\ \left[\overline{2.1077}, 1, 1.1138 \right]_{\gamma} \ \left[0 \overline{1}1 ight]_{\alpha}$	$\left(\overline{\left(1.014\overline{1},\overline{1.0212},1 ight)}_{\gamma} \parallel \left(011 ight)_{\alpha}$ $\left[2.1077,\overline{1.1138},1 ight]_{\gamma} \parallel \left[0\overline{1}1 ight]_{\alpha}$	$\frac{\left(\overline{1.0212}, 1.0141, 1\right)_{\gamma} \ (011)_{\alpha}}{\left[\overline{1.1138}, \overline{2.1077}, 1\right]_{\gamma} \ \left[0\overline{1}1\right]_{\alpha}}$
	Ð	0.66	0.71	0.81	0.38
	Γ-Τ	$\frac{\left(\overline{11}\right)_{\gamma} \ \left(0\overline{1}1\right)_{\alpha}}{\left[12,\overline{17},\overline{5}\right]_{\gamma} \ \left[\overline{7},17,17\right]_{\alpha}}$	$\frac{\left(111\right)_{\gamma}\left\ \left(101\right)_{\alpha}}{\left[\overline{17},12,5\right]_{\gamma}\left\ \left[\overline{17},\overline{7},\overline{17}\right]_{\alpha}}$	$\frac{\left(\overline{11}\right)_{\gamma} \left\ \left(\overline{110}\right)_{\alpha} \right\ }{\left[17,\overline{5},12\right]_{\gamma} \left\ \left[17,\overline{17},7\right]_{\alpha}}$	$\left[\overline{5},\overline{17},12\right]_{\gamma} \ \left(\overline{1}10\right)_{\alpha} \\ \left[\overline{5},\overline{17},12\right]_{\gamma} \ \left[\overline{17},\overline{17},7\right]_{\alpha}$
	Ð	2.39	3.08	3.63	2.87
	H–B	$\frac{(\overline{11})_{\gamma}}{[1\overline{21}]_{\gamma}} \ (011)_{\alpha}$		$ \begin{array}{c} \left(\overline{111}\right)_{\gamma} \parallel \left(011\right)_{\alpha} \\ \left[2\overline{11}\right]_{\gamma} \parallel \left[0\overline{11}\right]_{\alpha} \end{array} \end{array} $	$\frac{\left(\overline{1}1\right)_{\gamma}}{\left[\overline{12}1\right]_{\gamma}}\left\ \left(011\right)_{\alpha}\right\ $
	Θ	2.94	2.37	1.67	2.45
	K-3	$\frac{\left(\overline{11}\right)_{\gamma} \ \left(011\right)_{\alpha}}{\left[1\overline{10}\right]_{\gamma} \ \left[1\overline{11}\right]_{\alpha}}$	$ \begin{bmatrix} (111)_{\gamma} \parallel (011)_{\alpha} \\ \hline \boxed{1}00_{\gamma} \parallel \begin{bmatrix} \overline{1}\overline{1}1 \end{bmatrix}_{\alpha} \end{bmatrix} $	$\frac{(\overline{11}1)_{\gamma} \ (011)_{\alpha}}{[101]_{\gamma} \ [1\overline{11}]_{\alpha}}$	$ \begin{array}{c} \left(\overline{1}11\right)_{\gamma} \parallel \left(011\right)_{\alpha} \\ \left[0\overline{1}1\right]_{\gamma} \parallel \left[1\overline{1}1\right]_{\alpha} \end{array} \end{array} $
Область на рис. 1а		Ι	П	Ξ	2

ФИЗИКА МЕТАЛЛОВ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ том 122 № 4

2021

ЛОБАНОВ и др.

Близкое ОС (табл. 1)	Угол, град, между направлением в ү-фазе, входящем в ОС, и направлением нормальным к поверхности образца, для области (рис. 1a)				Угол, град, между направлением в γ-фазе, входящем в ОС, и направлением (112) _γ в ОС Н–В, для
	Ι	II	III	IV	областей I–IV (рис. 1а)
K-3	116.1	74.2	42.5	97.7	30
H–B	86.1	85.9	72.5	72.4	0
Γ-Τ	99.5	80.4	59.1	83.6	13.4
Из [15, 16]	95.7	93.3	74.2	109.1	1.8

Таблица 2. Кристаллогеометрические характеристики зарождения α-фазы на Σ3-границах γ-фазы

ющих ОС практически точно совпадает с плоскостью {111} когерентной двойниковой границы РСУ $\Sigma3$ (рис. 2, табл. 1). При этом направление, входящее в ОС в γ , составляет угол ~90° с кристаллографическим направлением нормальным к поверхности образца и имеет минимальное отклонение от направления $\langle 112 \rangle_{\gamma}$, входящего в соответствующее ОС H–B (табл. 2).

Полученный результат в полной мере объясняется реализацией превращения по механизму, предложенному в работах [15-17] в рамках феноменологической теории мартенситного превращения (ФТМП). Исходя из данного механизма, сдвиговая деформация решетки при мартенситных превращениях ГЦК → ОЦК вначале происходит по той же плоскости и тому же направлению, что и при двойниковании (первый сдвиг Курдюмова-Закса). Затем происходит чистая деформация, главные оси которой совпадают с направлением сдвига, с нормалью к плоскости сдвига и с поперечным им направлением (типа $(110)_{\gamma}$). При этом, согласно этой модели, наибольшая чистая деформация растяжением наблюдается по направлению типа (110), которое во всех случаях составляет минимальный угол с направлением нормальным к поверхности образца (рис. 2, табл. 2). Т.е. максимально в данном случае способствует релаксации напряжений, связанных с радиационным распуханием изделия, по оси нормальной к плоскости разреза. Учитывая некоторую накопленную плотность дислокаций в направлении двойникового сдвига (несмотря на то, что это двойники отжига) и отсутствие его асимметрии в ГЦКрешетке, с большой долей вероятности первоначальная сдвиговая деформация решетки при фазовом превращении на границе РСУ Σ3 должна происходить в антидвойниковом направлении.

Деформация при инвариантной решетке в рассматриваемом случае происходит в мартенсите сдвигом по системе типа (112)[1 1 1], который может реализовываться скольжением для пакетного (реечного) мартенсита или двойникованием для двойникованного [15—17]. Отметим что, двойниковая реализация сдвиговой деформации при инвариантной решетке позволяет объяснить высокую плотность границ РСУ Σ 3 в α -фазе в наблюдаемом случае (рис. 1д). Очевидно, что реализация подобных механизмов зарождения ограничивает набор возможных вариантов ОС по отношению к γ -фазе, а также накладывает ограничение на количество ориентировок новой α -фазы. При наличии выраженной текстуры в γ -фазе, в α -фазе также будет сформирована текстура, взаимосвязанная с исходной.

выводы

Установлено, что распад аустенита в стали X18H9 наиболее точно описывается ОС Грегори– Трояно. Показано, что зарождение зерен α -фазы происходило на когерентных двойниковых границах (Σ 3 в модели решетки совпадающих узлов) между зернами аустенита, что определило варианты действующих ОС и однозначную кристаллографическую ориентацию зерен α -фазы.

Авторы выражают признательность за содействие программе поддержки ведущих университетов РФ в целях повышения их конкурентоспособности № 211 Правительства РФ № 02.А03.21.0006.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Shukla R., Ghosh S.K., Chakrabarti D., Chatterjee S. Microstructure, texture, property relationship in thermo-mechanically processed ultra-low carbon micro alloyed steel for pipe line application // Mater. Sci. Eng. 2013. V. 587. № 10. P. 201–208.
- Gong W., Tomota Y., Adachi Y., Paradowska A.M., Kelleher J.F., Zhang S.Y. Effects of ausforming temperature on bainite transformation, microstructure and variant selection in nanobainite steel // Acta Mater. 2013. V. 61. № 11. P. 4142–4154.
- Zilnyk K.D., Oliveira V.B., Sandim H.R.Z., Möslang A., Raabe D. Martensitic transformation in Eurofer-97 and ODS-Eurofer steels: A comparative study // J. Nuclear Mater. 2015. V. 462. P. 360–367.
- 4. Nakada N., Ito H., Matsuoka Y., Tsuchiyama T., Takaki S. Deformation-induced martensitic transformation behavior in cold-rolled and cold-drawn type 316 stainless steels // Acta Mater. 2010. V. 58. № 3. P. 895–903.
- 5. Cho L., Seo E.J., Bruno C. De Cooman B.C. Near-Ac3 austenitized ultra-fine-grained quenching and

partitioning (Q&P) steel // Scripta Mater. 2016. V. 123. P. 69–72.

- Zhang M.-X., Kelly P.M. Crystallographic features of phase transformations in solids // Progress in Mater. Sci. 2009. V. 54. P. 1101–1170.
- Разумов И.К., Горностырев Ю.Н., Кацнельсон М.И. К теории фазовых превращений в железе и стали на основе первопринципных подходов // ФММ. 2017. Т. 118. № 4. С. 380–408.
- Кащенко М.П., Чащина В.Г., Кащенко Н.М., Белослудцева Е.С., Пушин В.Г., Уксусников А.Н. Динамические сценарии формирования мартенсита с габитусами {110} в сплаве Ni₅₀Mn₅₀ // ФММ. 2019. Т. 120. № 4. С. 853-860.
- 9. Кащенко М.П., Кащенко Н.М., Чащина В.Г. Влияние изменения длин волн коротковолновых смещений на формирование фрагмента двойниковой структуры тонкопластинчатых кристаллов α-мартенсита // ФММ. 2018. Т. 119. № 1. С. 3–8.
- Decocker R., Petrov R., Gobernado P., Kestens L. Quantitative Evaluation of the Crystallographic Relation in a Martensitic Transformation in an Fe–28% Ni alloy // Evolution of Deformation Microstructures In 3D. Proc. of 25th RisØ International Symposium on Materials Science. 2004. P. 275–281.
- Kitahara H., Ueji R., Tsuji N., Minamino Y. Crystallographic features of lath martensite in low-carbon steel // Acta Mater. 2006. V. 54. P. 1279–1288.
- 12. *Shibata A., Jafarian H., Tsuji N.* Microstructure and Crystallographic Features of Martensite Transformed from Ultrafine-Grained Austenite in Fe₂₄Ni_{0.3}C Alloy // Mater. Trans. 2012. V. 53. № 1. P. 81–86.
- Tomida T., Wakita M. Transformation Texture in Hotrolled Steel Sheets and Its Quantitative Prediction // ISIJ International. 2012. V. 52. № 4. P. 601–609.
- Kraposhin V., Jakovleva I., Karkina L., Nuzhny G., Zubkova T., Talis A. Microtwinning as a common mechanism for the martensitic and pearlitic transformations // J. Alloys Compounds. 2013. V. 577S. P. 30–36.
- Гундырев В.М., Зельдович В.И. Кристаллографический анализ мартенситного ГЦК → ОЦТ превращения в высокоуглеродистой стали // ФММ. 2014. Т. 115. № 10. С. 1035–1042.
- Гундырев В.М., Зельдович В.И., Счастливцев В.М. Кристаллографический анализ мартенситного превращения в среднеуглеродистой стали с пакетным мартенситом // ФММ. 2016. Т. 117. № 10. С. 1052–1062.
- 17. Гундырев В.М., Зельдович В.И., Счастливцев В.М. Ориентационные соотношения и механизм мартенситного превращения в среднеуглеродистой стали с пакетным мартенситом // Известия РАН. Серия физическая. 2017. Т. 81. № 11. С. 1435–1441.
- Калетина Ю.В., Кабанова И.Г., Фролова Н.Ю., Гундырев В.М., Калетин А.Ю. Кристаллографические особенности структуры мартенсита сплава Ni₄₇Mn₄₂In₁₁ // ФТТ. 2017. Т. 59. № 10. С. 1984–1991.
- Yardley V.A., Payton E.J. Austenite-martensite/bainite orientation relationship: characterisation parameters and their application // Mater. Sci. Techn. 2014. V. 30. № 9. 1125–1130.
- Cayron C. One-step model of the face-centred-cubic to body-centred-cubic martensitic transformation // Acta Cryst. 2013. V. A69. P. 498–509.

- 21. *Koumatos K., Muehlemann A.* A Theoretical Investigation of Orientation Relationships and Transformation Strains in Steels // arXiv:1604.05270v2 [cond-mat.mtrlsci]. 21 Jun 2016. 27 p.
- Mao G., Cayron C, Mao X., Cao R., Logé R., Chen J. Morphological and Crystallographic Characteristics of Structure in a Low-Carbon Iron–Nickel Alloy // Crystals. 2018. V. 8. P. 468(1–11).
- 23. Пышминцев И.Ю., Струин А.О., Гервасьев А.М., Лобанов М.Л., Русаков Г.М., Данилов С.В., Арабей А.Б. Влияние кристаллографической текстуры бейнита на разрушение листов трубных сталей, полученных контролируемой термомеханической обработкой // Металлург. 2016. № 4. С. 57–63.
- 24. Лобанов М.Л., Бородина М.Д., Данилов С.В., Пышминцев И.Ю., Струин А.О. Текстурная наследственность при фазовых превращениях в малоуглеродистой низколегированной трубной стали после контролируемой термомеханической обработки // Изв. вузов. Черная металлургия. 2017. Т. 60. № 11. С. 910–918.
- 25. *Rollett A., Humphreys F., Rohrer G.S., Hatherly M.* Recrystallization and Related Annealing Phenomena: Second Edition. Elsevier Ltd. 2004. 658 p.
- 26. Лобанов М.Л., Логинов Ю.Н., Данилов С.В., Головин М.А., Карабаналов М.С. Влияние скорости горячей прокатки на структурно-текстурное состояние плиты алюминиевого сплава системы Al–Si–Mg // МиТОМ. 2018. № 5. С. 49–54.
- Pastukhov V.I., Kozlov A.V., Lobanov M.L. Crystallographic Peculiarities of Shear α–γTransformation in Austenitic Stainless Steel in the High Temperature Area // Trans Tech Publications. Solid State Phenomena. 2018. V. 284. P. 253–258.
- Pastukhov V.I., Averin S.A., Panchenko V.L., Portnykh I.A., Freyer P.D., Giannuzzi L.A., Garner F.A. Application of backscatter electrons for large area imaging of cavities produced by neutron irradiation // J. Nuclear Mater. 2016. V. 480. P. 289–300.
- Кабанова И.Г., Сагарадзе В.В. Статистический анализ взаимных разориентаций кристаллов аустенита (мартенсита) после мартенситных γ → α → γ (α → γ → α) превращений // ФММ. 1999. Т. 88. № 2. С. 44–52.
- Терещенко Н.А., Яковлева И.Л., Кабанова И.Г., Мирзаев Д.А. Специальные разориентации в низкотемпературном бейните высокоуглеродистой марганецкремнистой стали, полученном в изотермических условиях // ФММ. 2019. Т. 120. № 9. С. 954–961.
- Зорина М.А., Лобанов М.Л., Макарова Е.А., Русаков Г.М. Текстура первичной рекристаллизации в ГЦК-металле с низкой энергией дефекта упаковки // МиТОМ. 2018. № 5. С. 55–63.
- 32. Лобанов М.Л., Русаков Г.М., Редикульцев А.А., Беликов С.В., Карабаналов М.С., Струина Е.Р., Гервасьев А.М. Исследование специальных разориентаций в реечном мартенсите низкоуглеродистой стали методом ориентационной микроскопии // ФММ. 2016. Т. 117. № 3. С. 266–271.
- 33. Сухомлин Г.Д. Большеугловые низкоэнергетические границы в мартенситных структурах доэвтектоидных сталей // Металлофиз. новейшие технол. 2013. Т. 35. № 8. С. 1109–1122.