

Никоненко Е.Л., Смирнов А.Н., Попова Н.А., Абабков Н.В., Князьков К.В. Структурно-фазовые изменения в зоне термического влияния стали 12ХН10Т после сварки модулированным током // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2019. – Т. 21, № 3. – С. 100–109. DOI: 10.15593/2224-9877/2019.3.12

Nikonenko E.L., Smirnov A.N., Popova N.A., Ababkov N.V., Knyaz'kov K.V. Structural phase changes in heat-affected zone of 0.12C-1Cr-10Ni-1Ti-Fe steel after modulated current welding. *Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science*, 2019, vol. 21, no. 3, pp. 100–109. DOI: 10.15593/2224-9877/2019.3.12

---

**ВЕСТНИК ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение**  
**Т. 21, № 3, 2019**  
**Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science**  
<http://vestnik.pstu.ru/mm/about/inf/>

---

DOI: 10.15593/2224-9877/2019.3.12  
УДК 620.179.16

**Е.Л. Никоненко<sup>1,2</sup>, А.Н. Смирнов<sup>3,4</sup>, Н.А. Попова<sup>1</sup>, Н.В. Абабков<sup>3</sup>, К.В. Князьков<sup>3</sup>**

<sup>1</sup> Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия

<sup>2</sup> Национальный исследовательский Томский государственный политехнический университет,  
Томск, Россия

<sup>3</sup> Кузбасский государственный технический университет им. Т.Ф. Горбачева, Кемерово, Россия

<sup>4</sup> ООО «Кузбасский центр сварки и контроля», Кемерово, Россия

**СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В ЗОНЕ ТЕРМИЧЕСКОГО ВЛИЯНИЯ СТАЛИ 12ХН10Т  
ПОСЛЕ СВАРКИ МОДУЛИРОВАННЫМ ТОКОМ**

Проведено исследование изменений структуры и фазового состава, возникающих в стали аустенитного класса 12ХН10Т при сварке модулированным током (крупнокапельный перенос). Сварка проводилась на установке УДИ-203 на плоских образцах размером 200 × 15 × 4 мм<sup>3</sup>. Исследования выполнены методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии на тонких фольгах с использованием микродифракционных картин и темнопольных изображений и их теоретического расчета. Изучение образцов проведено в зоне термического влияния, а именно: на расстоянии 1 мм от линии сплавления в сторону основного металла (зона основного металла) и на расстоянии 0,5 мм в сторону наплавленного металла (зона наплавленного металла). Определен фазовый состав и выполнена количественная оценка таких параметров тонкой структуры, как скалярная и избыточная плотность дислокаций и величина полей внутренних напряжений. Установлено, что перед сваркой матрица стали представляет собой зерна  $\gamma$ -фазы (аустенит, обладающий градиентной кубической кристаллической решеткой). В отдельных зернах наряду с дефектной (дислокационной) структурой присутствуют механические (или деформационные) микродвойники в виде пакетов одной или двух и даже трех систем. Микродвойники обладают кристаллической решеткой и параметром, как  $\gamma$ -фаза. Выделение микродвойников происходит по плоскостям {111}  $\gamma$ -фазы. Установлено, что сварка не приводит к фазовому превращению в зоне основного металла. В зоне наплавленного металла обнаруживается  $\gamma \rightarrow \epsilon$ -превращение, т.е. образование  $\epsilon$ -мартенсита, обладающего гексагональной плотноупакованной кристаллической решеткой. Выделение  $\epsilon$ -мартенсита происходит также по плоскостям {111}  $\gamma$ -фазы. Сварка приводит к увеличению скалярной и избыточной плотности дислокаций и внутренних напряжений во всей зоне термического влияния. Тем не менее сварка модулированным током не вызывает искажения кристаллической решетки и носит исключительно пластический характер. Опасность образования микротрещин отсутствует.

**Ключевые слова:** сварка модулированным током, зона основного металла, зона наплавленного металла, сталь, аустенит, микродвойники,  $\epsilon$ -мартенсит, объемная доля, скалярная плотность дислокаций, избыточная плотность дислокаций, кривизна-кручение кристаллической решетки, внутренние напряжения.

**E.L. Nikonenko<sup>1,2</sup>, A.N. Smirnov<sup>3,4</sup>, N.A. Popova<sup>1</sup>, N.V. Ababkov<sup>3</sup>, K.V. Knyaz'kov<sup>3</sup>**

<sup>1</sup> Tomsk State University of Architecture and Building, Tomsk, Russian Federation

<sup>2</sup> National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russian Federation

<sup>3</sup> Kuzbass State Technical University named after T.F. Gorbachev, Kemerovo, Russian Federation

<sup>4</sup> LLC "Kuzbass Welding and Control Center", Kemerovo Russian Federation

**STRUCTURAL PHASE CHANGES IN HEAT-AFFECTED ZONE  
OF 0.12C-1CR-10NI-1TI-FE STEEL AFTER MODULATED CURRENT WELDING**

The paper investigates changes in the structure and phase composition occurring in austenitic steel 12ХН10Т (12CrNi10Ti) while modulated current welding (coarse-droplet transfer). Welding was conducted on a welding modulator UDI-203 on flat specimens sized 200 × 15 × 4 mm<sup>3</sup>. Investigations were carried out by transmission electron microscopy method on thin foils using micro-diffraction images and dark-field images and their theoretical calculation. The specimens were investigated in heat-affected zone. Particularly, the zone under study was 1 mm from the weld line towards the base metal (base metal zone) and from the distance of 0.5 mm towards the weld metal (weld metal zone). Phase composition

was determined and performed quantitative evaluation of such parameters of fine texture as scalar and excess dislocation density and the value of internal stress fields. The study revealed that before welding steel matrix was presented by g-phase grains (austenite with face-centered cubic lattice). In separate grains along with the defect (dislocation) structure mechanical (or deformation) micro-twins were found given as packages of one, two or even three systems. Micro-twins possess crystal lattice and such parameter as g-phase. Segregation of micro-twins occurs along the {111} planes of g-phase. It was established that welding does not result in phase change in the base metal zone. In the weld metal zone g $\rightarrow$ e conversion is observed, i.e. formation of e-martensite, having close-packed hexagonal crystal lattice. Separation of e-martensite also occurs along the {111} planes of g-phase. Welding leads to the increase in scalar and excess dislocation density and internal stresses in the whole heat-affected zone. However, modulated current welding does not cause crystal lattice distortion and has plastic nature only. There is no risk of micro-cracks formation.

**Keywords:** welding by modulated current, base metal zone, weld metal zone, steel, austenite, microtwins, e-martensite, volume fraction, scalar dislocation density, excess dislocation density, torsion-curvature of crystal lattice, internal stresses.

### Введение

Вопросам повышения качества сварных соединений во всем мире уделяется все больше внимания. Разрабатываются все новые способы сварки [1–14] неразрушающих и разрушающих испытаний, так как надежность сварных соединений существенно влияет на безопасность и экономическую эффективность различных производств. Тем не менее до сих пор одним из самых распространенных способов является ручная дуговая сварка плавящимися металлическими электродами, которая может быть выполнена в любых труднодоступных местах, обеспечивая хорошее качество сварных швов [15–17]. Однако не всегда качество и производительность ручной дуговой сварки находятся на высоком уровне. Более качественной оказывается сварка, выполненная методом импульсной модуляции сварочного тока [18].

Известно [14–18], что структурно-фазовое состояние металла, формирующееся в процессе сварки, влияет на физико-механические характеристики изделий. При любом способе сварки это прежде всего касается линии сплавления – стыка наплавленного и основного металлов, т.е. зоны термического влияния. Известно, что именно такие места являются наиболее опасными концентраторами напряжений [18], которые приводят к образованию трещин и различных дефектов [19–22]. Таким образом, знание фазового состава, морфологии и состояния дефектной субструктуры зоны термического влияния сварного шва позволит не только оценить прочностные свойства всего сварного изделия, но и даст возможность прогнозировать поведение шва в процессе его эксплуатации.

Благодаря хорошему сочетанию высокой прочности и пластичности аустенитные нержаве-

ющие стали находят широкое применение в различных отраслях промышленности. Однако в большинстве аустенитных сталей при изменении химического состава [23, 24], термического [23, 25] и термомеханического [26, 27] воздействия могут наблюдаться мартенситные (бездиффузионные) превращения в такой последовательности:  $\gamma \rightarrow \text{дв.} \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$ , где дв. – механические (или деформационные) микродвойники, обладающие ГЦК кристаллической решеткой с параметром, равным параметру кристаллической решетки  $\gamma$ -фазы (аустенита);  $\epsilon$  – фаза (или  $\epsilon$ -мартенсит), имеющая гексагональную плотноупакованную (ГПУ) кристаллическую решетку;  $\alpha$  – фаза (или  $\alpha$ -мартенсит), имеющая объемноцентрированную (ОЦК) кристаллическую решетку. К превращениям кристаллической решетки может приводить и сварка [28]. Исходя из этого нельзя исключать, что в процессе сварки в зоне термического влияния структура аустенитной стали может оказаться достаточно сложной и содержать кроме  $\gamma$ -фазы еще и мартенситные фазы.

Целью настоящей работы явилось исследование структурно-фазового состояния зоны термического влияния сварного шва (зоны линии сплавления), образованного сваркой модулированным током.

### Материал и методы исследования

Исследование проведено на сварном соединении, образованном сваркой модулированным током. Свариваемый (основной) металл – сталь 12X18H10T (химический состав стали приведен в табл. 1). Сварка проведена плавящимся электродом марки ЦЛ-11, химический состав которого приведен также в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав стали 12X18H10T и электрода ЦЛ11 (мас. %)

Наименование	C	Cr	Ni	Ti	Mn	Cu	Nb	Si	P	S
12X18H10T	0,12	17,0–19,0	9,0–11,0	0,6–0,8	2,0	<0,3	–	0,8	≤0,035	0,020
ЦЛ11	0,10	20,8	9,8	–	1,8	–	0,99	0,53	0,020	0,011

Сварку выполняли на установке УДИ-203 [18]. Режимы сварки:  $I_{\text{и}} = 75 \text{ А}$ ,  $t_{\text{и}} = 0,15 \text{ с}$ ,  $I_{\text{п}} = 15 \text{ А}$ ,  $t_{\text{п}} = 0,45 \text{ с}$  ( $I_{\text{и}}$  и  $t_{\text{и}}$  – ток и время импульса,  $I_{\text{п}}$  и  $t_{\text{п}}$  – ток и время паузы), средний ток при сварке – 42 А (крупнокапельный перенос).

Сварка проводилась на плоских образцах размером  $200 \times 15 \times 4 \text{ мм}^3$ . Рабочая плоскость образца  $200 \times 15 \text{ мм}^2$  располагалась по толщине листа. Ширина зоны переплавленного металла не превышала 12 мм, размер зоны термического влияния – не более 5 мм. Исследования выполнялись в зоне термического влияния на расстоянии 1 мм от линии сплавления в сторону основного металла (зона основного металла) и на расстоянии 0,5 мм от линии сплавления в сторону наплавленного металла (зона металла шва). Изучение структуры и фазового состава проводилось методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии на тонких фольгах на электронном микроскопе ЭМ-125 при ускоряющем напряжении 125 кВ. Рабочее увеличение в колонне микроскопа составляло 25 000 крат. По электронно-микроскопическим изображениям измеряли следующие параметры структуры стали: объемные доли морфологических составляющих матрицы стали, скалярную и избыточную плотность дислокаций, амплитуду кривизны-кручения кристаллической решетки и амплитуды внутренних напряжений.

Определение всех количественных параметров структуры проводилось по известным методикам. Идентификация фаз проводилась по методике, изложенной в работе [29]. Известно [29], что электронно-микроскопические изображения как микродвойников, так и  $\varepsilon$ -мартенсита по внешнему виду очень похожи. Плоскостью габитуса (или плоскостью формирования) являются плоскости  $\{111\}$   $\gamma$ -фазы (аустенита) [23, 25, 26, 29]. Микродвойники обладают ГЦК кристаллической решеткой с параметром, равным параметру кристаллической решетки  $\gamma$ -фазы (аустенита),  $\varepsilon$ -мартенсит обладает гексагональной плотноупакованной (ГПУ) кристаллической решеткой. Отсюда следует, что при электронно-микроскопическом исследовании трудно отличить пластины  $\varepsilon$ -мартенсита от пластин микродвойников ни морфологически, ни по габитусной плоскости. Известно также [29], что как микродвойники, так и  $\varepsilon$ -мартенсит связаны с  $\gamma$ -фазой определенными матричными соотношениями. Ввиду этого в работе заключение о присутствии в зернах аустенита микродвойников и  $\varepsilon$ -мартенсита проводилось не только по изображениям, подтвержденным микродифракционными картинками и темнопольными изображениями, полученными в рефлексах соответствующих фаз, но и с использованием матричных уравнений [29].

### Структурно-фазовое состояние стали 12ХН10Т перед сваркой

Проведенные исследования показали, что в состоянии перед сваркой матрица стали представляет собой  $\gamma$ -фазу (аустенит) – твердый раствор одновременно замещения и внедрения на основе  $\gamma$ -Fe, имеющий гранецентрированную кубическую кристаллическую (ГЦК) решетку. Элементом внедрения является углерод, замещения – никель, хром, молибден, ванадий, кремний и др. Часть легирующих элементов при этом могут располагаться на дефектах кристаллического строения.

Морфологически структура стали перед сваркой представляет зерна  $\gamma$ -фазы (аустенита) с различной дефектной структурой. Присутствуют зерна, дефектная структура в которых представлена только сетчатой дислокационной субструктурой. Присутствуют также зерна, в которых наряду с дислокационной субструктурой присутствуют механические (или деформационные) микродвойники в виде пакетов одной, двух и трех систем. Каждый пакет состоит из групп параллельных микродвойников, плотно расположенных, с заполнением объема между ними матричным  $\gamma$ -материалом. Выделение микродвойников происходит по плоскостям  $\{111\}$   $\gamma$ -фазы (плоскость габитуса). Типичные изображения микродвойников одной, двух и трех систем приведены соответственно на рис. 1, а–в.

На этих рисунках представлены доказательства присутствия в зернах  $\gamma$ -фазы микродвойников, а именно: 1) направления выделения микродвойников в индексах  $\gamma$ -матрицы (указаны стрелками) и 2) следы габитусных плоскостей с указанием знака (указаны пунктирными линиями). Эти доказательства являются следствием индирования микродифракционных картин, полученных с участков зерен  $\gamma$ -фазы, содержащих различные системы микродвойников, и сопоставления теоретически рассчитанных согласно матричным уравнениям [29] плоскостей и направлений в кристаллических решетках  $\gamma$ -матрицы и микродвойников с экспериментально полученными микродифракционными картинками.

Проведенные исследования показали, что объемная доля аустенитных зерен, содержащих только дислокационную структуру, составляет 10 % объема материала, зерен с пакетами микродвойников одной системы – 25 %, с двумя системами – 40 % и с тремя системами – 15 % объема материала. Таким образом, сталь 12Н18Н10Т перед сваркой представляет собой материал, практически полностью сдвойникованный (табл. 2).

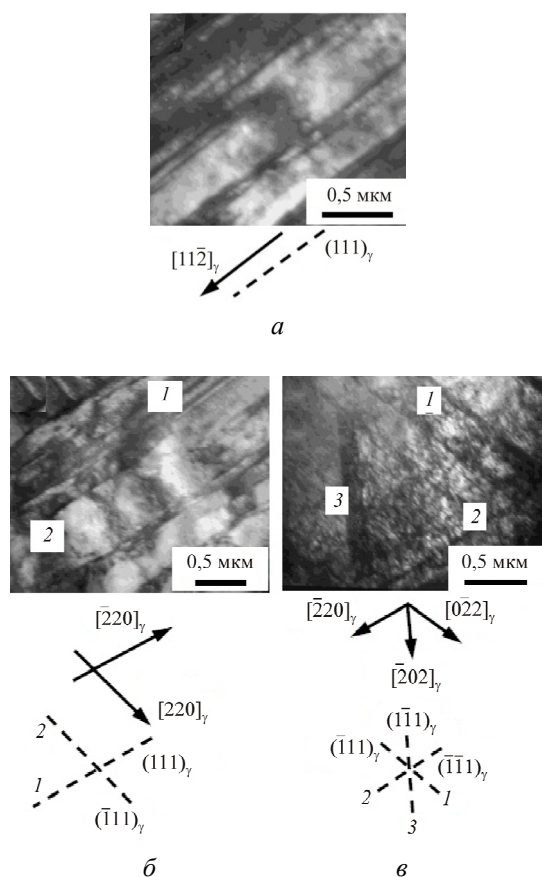


Рис. 1. Электронно-микроскопические изображения структуры стали перед сваркой. Зерна  $\gamma$ -фазы, содержащие одну (а), две (б) и три (в) системы микродвойников. Стрелками отмечены направления формирования микродвойников, пунктирными линиями – следы их габитусных плоскостей

Таблица 2

Средние по материалу количественные характеристики тонкой структуры сварного соединения

Состояние образца		Объемная доля, %			Плотность дислокаций ( $\times 10^{-14}$ , $\text{м}^{-2}$ )		Амплитуда внутренних напряжений, МПа	
		1	2	3	$\rho$	$\rho_{\pm}$	$\sigma_{\text{л}}$	$\sigma_{\text{д}}$
Сталь перед сваркой		20	80	0	2,0	1,97	285	280
После сварки	зона основного металла	10	90	0	4,22	2,50	410	315
	зона наплавленного металла	0	75	25	4,67	2,06	430	290

Дислокационная структура стали во всех зернах  $\gamma$ -фазы имеет вид плотных дислокационных сеток с довольно высоким значением скалярной плотности дислокаций (величина средней скалярной плотности дислокаций представлена в табл. 2).

При этом самую большую величину  $\rho$  имеют зерна без микродвойников ( $2,35 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$ ), самую меньшую – зерна с тремя системами микродвойников ( $1,47 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$ ). Это и неудивительно, так как известно, что включение микродвойникования приводит к снижению скалярной плотности дислокаций и релаксации внутренних напряжений [30, 31].

Дислокационная структура во всех зернах  $\gamma$ -фазы поляризована, на что указывает наличие в них изгибных экстинкционных контуров [32]. Средняя избыточная плотность дислокаций, измеренная из ширины изгибных экстинкционных контуров  $\rho_{\pm}$ , имеет величину, практически равную средней величине скалярной плотности дислокаций (см. табл. 2). Известно, что избыточная плотность дислокаций (или дислокационный заряд) есть разность значений плотности положительно и отрицательно заряженных дислокаций, т.е.  $\rho_{\pm} = \rho_{+} - \rho_{-}$ . Это означает, что дислокационная структура в зернах  $\gamma$ -фазы полностью поляризована.

Избыточная плотность дислокаций вызывает внутренние напряжения: 1) напряжение сдвига  $\sigma_{\text{л}}$  (напряжения, создаваемые дислокационной структурой), и 2) моментные (или локальные) напряжения  $\sigma_{\text{д}}$ , возникающие в тех местах материала, в которых присутствует избыточная плотность дислокаций. Средние значения амплитуды внутренних напряжений оказались также практически равными (см. табл. 2).

Несмотря на то, что в стали 112X18H10T перед сваркой оказывается  $\rho \approx \rho_{\pm}$  и  $\sigma_{\text{л}} \approx \sigma_{\text{д}}$ , тем не менее сохраняется условие:  $\rho > \rho_{\pm}$  и  $\sigma_{\text{л}} > \sigma_{\text{д}}$ . Это означает, что изгиб-кручение кристаллической решетки стали остается пластическим и опасность образования микротрещин в материале отсутствует.

### Структурно-фазовое состояние зоны основного металла после сварки

Проведенные исследования показали, что после сварки модулированным током матрица стали в зоне основного металла, как и перед сваркой, представляет собой  $\gamma$ -фазу (аустенит) – твердый раствор одновременно замещения и внедрения на основе  $\gamma$ -Fe, имеющий гранцентрированную кубическую кристаллическую (ГЦК) решетку. Аустенит ( $\gamma$ -фаза), как и в стали перед сваркой, присутствует в виде зерен двух типов: 1) зерна, дефектная структура в которых представлена только сетчатой дислокационной субструктурой, и 2) зерна, в которых наряду с дислокационной субструктурой присутствуют механические (деформационные) микродвойники, но только двух (рис. 2, а)

и трех (рис. 2, б) систем. Зерен  $\gamma$ -фазы, в которых присутствует одна система микродвойников, не обнаружено. Микродвойники, как и перед сваркой, обладают ГЦК кристаллической решеткой с параметром, равным параметру кристаллической решетки  $\gamma$ -фазы.

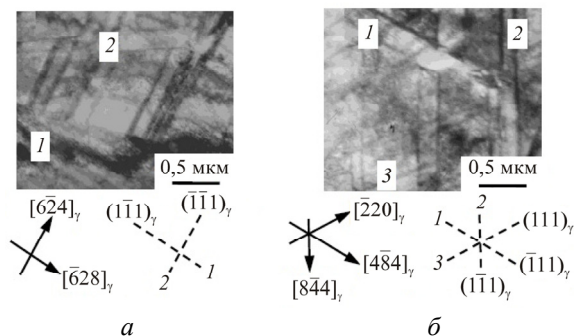


Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение структуры стали в зоне основного металла после сварки модулированным током. Зерна  $\gamma$ -фазы, содержащие две (а) и три (б) системы микродвойников. Стрелками отмечены направления формирования микродвойников, пунктирными линиями – следы их габитусных плоскостей

Микродвойники имеют вид пакетов из плоских пластин правильной геометрической формы с четкими границами, которые располагаются параллельно друг другу в определенном направлении и имеют плоскость габитуса типа  $\{111\}$  аустенита. Объемная доля зерен, не содержащих микродвойников, в объеме материала составляет 10 %, т.е. в 2 раза меньше, чем в стали перед сваркой (см. табл. 2). Доля зерен с микродвойниками – 90 %. Это свидетельствует о том, что после сварки модулированным током сталь 12Н18Н10Т в зоне основного металла, как и перед сваркой, представляет собой материал, даже более сдвойникованный, т.е. сварка приводит к более интенсивному  $\gamma \rightarrow$  дв-превращению.

Дислокационная структура во всех зернах  $\gamma$ -фазы, как и перед сваркой, имеет вид плотных дислокационных сеток. Однако среднее значение скалярной плотности дислокаций более чем в 2 раза выше (см. табл. 2). При этом среднее значение скалярной плотности дислокаций в зернах, не содержащих микродвойники, составляет  $4,51 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$ , в то время как в зернах с микродвойниками величина  $\rho$  несколько ниже и в среднем равна  $4,19 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$ .

Дислокационная структура во всех зернах  $\gamma$ -фазы после сварки модулированным током, как и перед сваркой, поляризована. Среднее значение избыточной плотности дислокаций практически в 2 раза меньше средней величины скалярной плотности дислокаций, но выше, чем перед сваркой

(см. табл. 2). При этом в зернах без микродвойников  $\rho_{\pm} = 2,68 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$ , в зернах с микродвойниками –  $2,48 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$ , т.е. двойникование привело к снижению избыточной плотности дислокаций.

Избыточная плотность дислокаций вызывает внутренние напряжения. Средняя амплитуда напряжения сдвига  $\sigma_d$  (напряжений, создаваемых дислокационной структурой) оказалась в 1,3 раза больше моментных (локальных) напряжений  $\sigma_d$  (возникающих в тех местах материала, в которых присутствует избыточная плотность дислокаций). При этом в зернах без микродвойников  $\sigma_d = 425 \text{ МПа}$  и  $\sigma_d = 325 \text{ МПа}$ , в зернах с микродвойниками  $\sigma_d = 410 \text{ МПа}$  и  $\sigma_d = 315 \text{ МПа}$ , т.е. это еще раз подтверждает, что включение двойникования – это есть релаксационный процесс, приводящий к снижению не только скалярной плотности дислокаций, но и внутренних напряжений [31].

Отсюда следует, что сварка модулированным током привела к тому, что во всех зернах  $\gamma$ -фазы выполняются условия:  $\rho > \rho_{\pm}$  и  $\sigma_d > \sigma_d$ , а это означает, что во всех зернах  $\gamma$ -фазы изгиб-кручение кристаллической решетки носит пластический характер.

#### Структурно-фазовое состояние зоны наплавленного металла после сварки

После сварки модулированным током матрица в зоне наплавленного металла представляет собой, как и в зоне основного металла,  $\gamma$ -фазу (аустенит) – твердый раствор одновременно замещения и внедрения на основе  $\gamma$ -Fe, имеющий гранецентрированную кубическую кристаллическую (ГЦК) решетку. Аустенит ( $\gamma$ -фаза) в этой зоне присутствует в виде зерен, отличающихся от зоны основного металла. Это: 1) зерна, в которых наряду с дислокационной субструктурой присутствуют механические (или деформационные) микродвойники одной (рис. 3, а) и двух (рис. 3, б) систем, и 2) зерна, в которых наряду с дислокационной субструктурой присутствуют одновременно пакеты микродвойников и пластины  $\epsilon$ -мартенсита (рис. 3, в). Это означает, что сварка модулированным током в зоне наплавленного металла приводит к фазовому превращению в направлении:  $\gamma \rightarrow$  дв  $\rightarrow$   $\epsilon$ . Образовавшийся в результате превращения  $\epsilon$ -мартенсит имеет гексагональную плотноупакованную (ГПУ) кристаллическую решетку. Пластины  $\epsilon$ -мартенсита, как и микродвойники, имеют вид плоских пластин правильной геометрической формы с четкими границами. Пластины располагаются параллельно друг другу в определенном направлении. Плоскостью габитуса (или плоскостью образования) пла-

стин  $\epsilon$ -мартенсита, как и микродвойников, являются плоскости  $\{111\}$   $\gamma$ -фазы.

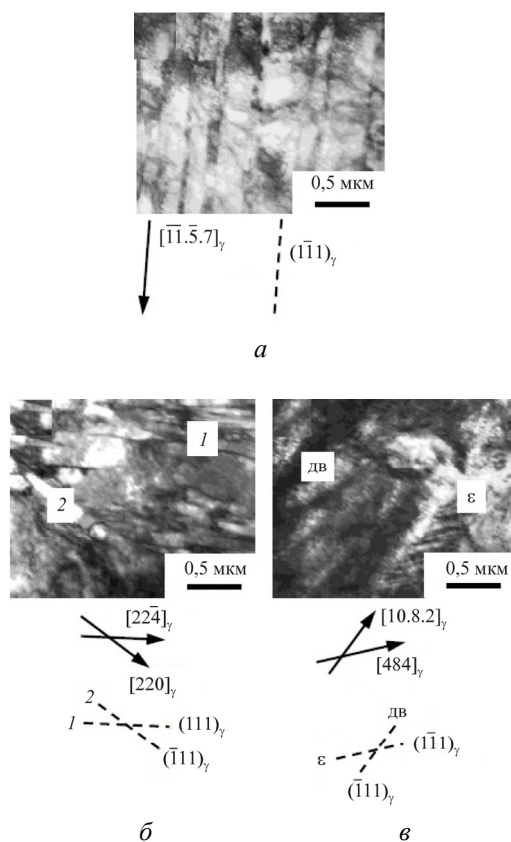


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение структуры стали в зоне наплавленного металла после сварки модулированным током. Зерна  $\gamma$ -фазы, содержащие одну (а), две (б) системы микродвойников и пакет микродвойников и пластины  $\epsilon$ -мартенсита (в). Стрелками отмечены направления формирования микродвойников и пластин  $\epsilon$ -мартенсита, пунктирными линиями – следы их габитусных плоскостей

Объемная доля  $\gamma$ -зерен, в которых присутствуют пакеты микродвойников, составляет 75 %, пакеты микродвойников совместно с пластинами  $\epsilon$ -мартенсита – 25 % (см. табл. 2).

Дислокационная структура в зернах  $\gamma$ -фазы, содержащих пакеты микродвойников, фрагментирована, в зернах с пакетами микродвойников и пластинами  $\epsilon$ -мартенсита имеет вид плотных дислокационных сеток. Среднее значение скалярной плотности дислокаций в зернах с пакетами микродвойников оказалось равным  $4,85 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$ , а в зернах с микродвойниками и  $\epsilon$ -мартенситом –  $4,15 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$ , т.е. меньше, хотя и незначительно. Известно [33], что образование фрагментированной дислокационной субструктуры должно приводить к уменьшению средней скалярной плотности дислокаций в материале. Также известно [17, 23, 30],

что образование  $\epsilon$ -мартенсита также должно приводить к снижению величины  $\rho$  в материале. По-видимому, второй фактор оказывает большее влияние, и поэтому скалярная плотность дислокаций в зернах  $\gamma$ -фазы, содержащих пакеты микродвойников и пластины  $\epsilon$ -мартенсита, оказалась меньше, чем в зернах  $\gamma$ -фазы, содержащих только пакеты микродвойников.

Дислокационная структура во всех зернах  $\gamma$ -фазы, как и в зоне основного металла, поляризована. Величина избыточной плотности дислокаций  $\rho_{\pm}$  в среднем по материалу приведена в табл. 2. Необходимо отметить, что  $\rho_{\pm}$  во всех зернах зоны наплавленного металла (как только с микродвойниками, так и с микродвойниками и  $\epsilon$ -мартенситом) имеет практически равные значения.

Средние значения по материалу амплитуды внутренних напряжений  $\sigma_{\text{л}}$  и  $\sigma_{\text{д}}$  также приведены в табл. 2. Как видно из табл. 2, в зоне наплавленного металла во всех зернах  $\gamma$ -фазы, как и в зоне основного металла, выполняются условия:  $\rho > \rho_{\pm}$  и  $\sigma_{\text{л}} > \sigma_{\text{д}}$ , а это означает, что во всех зернах изгиб-кручение кристаллической решетки  $\gamma$ -фазы носит пластический характер.

### Заключение

Проведенные исследования методом просвечивающей электронной дифракционной микроскопии с применением матричных уравнений показали, что сварка стали 12X18H10T модулированным током приводит к мартенситному превращению  $\gamma \rightarrow \text{дв} \rightarrow \epsilon$  только в зоне наплавленного металла. Искажение кристаллической решетки во всей зоне термического влияния носит исключительно пластический характер. Опасность образования микротрещин отсутствует.

### Список литературы

1. Formation of the structure of titanium and stainless steel in laser welding / S.F. Gnyusov, V.A. Klimenov, Y.V. Alkhimov, A.D. Budnitskii, A.M. Orishich, A.N. Cherpanov, Y.V. Afonin // Weld. Int. – 2013. – Vol. 27, no. 4. – P. 295–299.
2. Бакшаев В.А., Васильев П.А. Сварка трением с перемешиванием в производстве крупногабаритных изделий из алюминиевых сплавов // Цветные металлы. – 2014. – № 1. – С. 75–79.
3. Общие закономерности формирования микро-структуры при сварке трением с перемешиванием и трении скольжения / А.В. Колубаев, Е.А. Колубаев, О.В. Сизова, Т.В. Морхат, В.Е. Рубцов, С.Ю. Тарасов, П.А. Васильев // Трение и износ. – 2015. – Т. 36, № 2. – С. 167–173.
4. Моделирование сварки давлением разнородных жаропрочных сплавов через ультрамелкозернистую про-



кладку / А.Х. Ахунова, С.В. Дмитриев, Э.В. Галиева, В.А. Валитов // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. – 2015. – Т. 12, № 3. – С. 289–292.

5. Процессы самоорганизации и эволюции поверхности раздела при сварке взрывом (медь–тантал, медь–титан) / Б.А. Гринберг, М.А. Иванов, А.В. Иноземцев, М.С. Пушкин, А.М. Пацелов, О.В. Слаутин // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. – 2015. – Т. 12, № 4. – С. 391–402.

6. Микроструктура и механические свойства сварного соединения магнитотвердого сплава 25X15K со сталью 3 после сварки давлением и обработки на высококоэрцитивное состояние / Г.Ф. Корзникова, А.В. Корзников, А.Ф. Алетдинов, А.В. Корнева, Р.М. Галеев // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. – 2016. – Т. 13, № 2. – С. 233–237.

7. Особенности получения композиционных материалов сваркой взрывом с воздействием ультразвука / Е.В. Кузьмин, В.И. Лысак, С.В. Кузьмин, А.П. Пеев // *Машиностроение и безопасность жизнедеятельности*. – 2016. – № 1 (27). – С. 51–55.

8. Курган К.А., Клименов В.А., Клопотов А.А. Определение твердости сварных соединений наноструктурированного титанового сплава ВТ6, полученных при контактной точечной сварке // *Вестник Томского государственного архитектурно-строительного университета*. – 2016. – № 1 (54). – С. 140–144.

9. Структура и свойства микрокристаллического и субмикрокристаллического титанового сплава ВТ1-0 в области шва при электронно-лучевой сварке / В.А. Клименов, С.Ф. Гнюсов, А.И. Потекаев, А.А. Клопотов, Ю.А. Абзаев, К.А. Курган, М.Р. Марзоль, С.В. Галсанов, А.Я. Целлермаер, Е.С. Марченко // *Известия вузов. Физика*. – 2017. – Т. 60, № 6. – С. 61–71.

10. Electron-beam welding-structural-phase state and microhardnes in the weld zone in a submicrocrystalline titanium alloy grade 2 / V.A. Klimenov, A.A. Klopotov, Y.A. Abzaev, K.A. Kurgan, Y.A. Vlasov // *Materials Sci. Forum*. – 2017. – Vol. 906. – P. 32–37.

11. Твердофазная сварка разнородных никелевых сплавов ЭП741НП и ЭК61 с различной геометрией поверхности соединения / Э.В. Галиева, Н.В. Багаев, В.А. Валитов, Р.Я. Лутфуллин // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. – 2017. – Т. 14, № 4. – С. 507–512.

12. Кузьмин С.В., Лысак В.И., Кузьмин Е.В. Применение ультразвука при сварке взрывом // *Наукоемкие технологии в машиностроении*. – 2017. – № 7 (73). – С. 3–10.

13. Получение твердых сплавов системы SiC–Ti с использованием энергии взрыва / М.А. Тупицин, В.О. Харламов, А.В. Крохалев, С.В. Кузьмин, В.И. Лысак // *Проблемы черной металлургии и материаловедения*. – 2018. – № 2. – С. 93–97.

14. Сварка трением с перемешиванием с ультразвуковым воздействием для получения неразъемных соединений алюминиевых сплавов / В.Е. Рубцов, А.А. Елисеев, Н.В. Дружинин, В.А. Красновейкин, П.А. Васильев, В.С. Михайлов, Н.П. Коломеец // *Судостроение*. – 2018. – № 1. – С. 34–38.

15. Изменение структуры и фазового состава в материале сварного шва стали Ст3сп под действием пла-

стической деформации / Е.А. Ожиганов, Н.А. Попова, А.Н. Смирнов, Е.Л. Никоненко, Н.Р. Сизоненко, Н.А. Конева, Э.В. Козлов // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. – 2016. – Т. 13, № 2. – С. 191–197.

16. Формирование структурно-фазового состояния в сварном шве при деформации / А.Н. Смирнов, Н.А. Попова, Е.А. Ожиганов, Е.Л. Никоненко, Н.В. Абабков, М.П. Калашников, Н.А. Конева // *Структура. Напряжения. Диагностика. Ресурс: сб. науч. тр., посвящ. 70-летию д-ра техн. наук, проф. А.Н. Смирнова / под общ. ред. Н.В. Абабкова; КузГТУ*. – Кемерово, 2017. – С. 201–209.

17. Влияние длительных температурно-силовых воздействий на структурно-фазовое состояние сварного шва в стали 12Н18Н10Т / А.Н. Смирнов, Н.А. Попова, Н.В. Абабков, Е.Л. Никоненко, Е.А. Ожиганов, Н.А. Конева // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. – 2018. – Т. 15, № 3. – С. 434–441.

18. Сварка модулированным током. Структурно-фазовое состояние и поля внутренних напряжений в сварных соединениях конструкционных сталей / А.Н. Смирнов, А.Ф. Князьков, В.Л. Князьков, Н.А. Конева, Е.А. Ожиганов, Н.В. Абабков, В.И. Данилов, Н.А. Попова. – М.: Инновационное машиностроение; Кемерово: Сибирская издательская группа, 2017. – 328 с.

19. Структурно-фазовые состояния и механические свойства толстых сварных швов / В.П. Гагауз, Э.В. Козлов, В.И. Данилов, Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов. – Новокузнецк: Изд-во СибГИУ, 2008. – 150 с.

20. Повреждаемость сварных соединений, спектрально-акустический метод контроля / А.Н. Смирнов, Н.А. Конева, С.В. Фольмер, Н.А. Попова, Э.В. Козлов. – М.: Машиностроение, 2009. – 240 с.

21. Смирнов А.Н., Козлов Э.В. Субструктура, внутренние поля напряжений и проблема разрушения паропроводов из стали 12Х1МФ. – Кемерово: Кузбасвуиздат, 2004. – 163 с.

22. Структурно-фазовое состояние разрушенного ротора паровой турбины высокого давления / А.Н. Смирнов, Н.В. Абабков, Э.В. Козлов, Н.А. Конева, Н.А. Попова // *МиТОМ*. – 2015. – № 12 (726). – С. 50–57.

23. Волюнова Т.Ф. Высокомарганцевые стали и сплавы. – М.: Металлургия, 1988. – 343 с.

24. Okayasu M., Tomida S. Phase transformation system of austenitic stainless steels obtained by permanent compressive strain // *Mat. Sci. & Eng. A*. – 2017. – Vol. 684. – P. 712–725.

25. Significance of control of austenite stability and transformation mechanisms in medium-manganese transformation-induced plasticity steel / Z.H. Cai, H. Ding, Z.Y. Tang, R.D.K. Misra // *Mat. Sci. & Eng. A*. – 2016. – Vol. 676. – P. 289–293.

26. Stacking fault energy in austenitic steels determined by using in situ X-ray diffraction during bending / D. Rafaja, C. Krbetschek, C. Ullrich, S. Martin // *J. Appl. Cryst.* – 2014. – Vol. 47. – P. 936–947.

27. Микроструктура и механические свойства аустенитной стали ЭК-164 после термомеханических обработок / С.А. Аккузин, И.Ю. Литовченко, А.Н. Тюмен-

цев, В.М. Чернов // Известия вузов. Физика. – 2019. – Т. 62, № 4. – С. 125–130.

28. Изучение перестройки кристаллической решетки в условиях нагружения, идентичных процессу сварки трением с перемешиванием / И.С. Коноваленко, А.Ю. Никонов, А.И. Дмитриев, Е.А. Колубаев // Известия вузов. Физика. – 2015. – Т. 58, № 6–2. – С. 137–141.

29. Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. – М.: Металлургия, 1973. – 584 с.

30. Роль твердорастворного упрочнения и взаимодействий в дислокационном ансамбле в формировании напряжения течения азотсодержащей аустенитной стали / Э.В. Козлов, Л.А. Теплякова, Н.А. Конева, В.Г. Гаврилюк, Н.А. Попова, Л.Н. Игнатенко, Г.Л. Федосеева, С.Ю. Смук, А.В. Пауль, В.П. Подковка // Известия вузов. Физика. – 1996. – Т. 39, № 3. – С. 33–56.

31. Конева Н., Киселева С., Попова Н. Эволюция структуры и внутренние поля напряжений. Аустенитная сталь. – Германия: LAP LAMBER Academic Publishing, 2017. – 148 с.

32. Конева Н.А., Козлов Э.В. Закономерности субструктурного упрочнения // Известия вузов. Физика. – 1991. – Т. 34, № 3. – С. 56–70.

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

## References

1. Gnyusov S.F., Klimenov V.A., Alkhimov Y.V., Budnitskii A.D., Orishich A.M., Cherepanov A.N., Afonin Y.V. Formation of the structure of titanium and stainless steel in laser welding. *Welding International*, 2013, vol. 27, no. 4, pp. 295-299.

2. Bakshaev V.A., Vasil'ev P.A. Svarka treniem s peremeshivaniem v proizvodstve krupnogabaritnykh izdelii iz aluminievyykh splavov [Friction stir welding in the manufacture of large-size aluminium alloy products]. *Tsvetnye metally*. 2014. № 1. S. 75-79.

3. Kolubaev A.V., Kolubaev E.A., Sizova O.V., Morkhat T.V., Rubtsov V.E., Tarasov S.Iu., Vasil'ev P.A. Obshchie zakonomernosti formirovaniia mikrostruktury pri svarke treniem s peremeshivaniem i trenii skol'zheniia [General patterns of microstructure formation in friction stir welding and sliding friction welding]. *Trenie i iznos*, 2015, vol. 36, no. 2, pp. 167-173.

4. Akhunova A.Kh., Dmitriev S.V., Galieva E.V., Valitov V.A. Modelirovanie svarki davleniem raznorodnykh zharoprochnykh splavov cherez ul'tramelkozernistuiu prokladku [Modeling of pressure welding of heterogeneous heat-resistant alloys through ultrafine grained gasket]. *Fundamental'nye problemy sovremenno-go materialovedeniia*, 2015, vol. 12, no. 3, pp. 289-292.

5. Grinberg B.A., Ivanov M.A., Inozemtsev A.V., Pushkin M.S., Patselov A.M., Slautin O.V. Protsessy samoorganizatsii i evoliutsii poverkhnosti razdela pri svarke vzryvom (med'-tantal, med'-titan) [Processes of self-organization and evolution of the interface during explosion welding (copper-tantalum, copper-titanium)]. *Fundamen-*

*tal'nye problemy sovremennogo materialovedeniia*, 2015, vol. 12, no. 4, pp. 391-402.

6. Korznikova G.F., Korznikov A.V., Aletdinov A.F., Korneva A.V., Galeev R.M. Mikrostruktura i mekhanicheskie svoistva svar-nogo soedineniia magnitotverdogo splava 25Kh15K so sta-l'iu 3 posle svarki davleniem i obrabotki na vysokokoertsitivnoe sostoianie [Microstructure and Mechanical Properties of Welded Joints of Magnetic Hard Alloy 25X15K with Steel 3 after Pressure Welding and Processing for High Erctive State]. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniia*, 2016, vol. 13, no. 2, pp. 233-237.

7. Kuz'min E.V., Lysak V.I., Kuz'min S.V., Peev A.P. Osobennosti polucheniia kompozitsionnykh materialov svarkoi vzryvom s vozdeistviem ul'trazvuka [Features of obtaining composite materials by explosion welding with ultrasound]. *Mashinostroenie i bezopasnost' zhiznediel'nosti*, 2016, no. 1(27), pp. 51-55.

8. Kurgan K.A., Klimenov V.A., Klopotov A.A. Opredelenie tverdosti svarnykh soedinenii nanostrukturirovannogo titanovogo splava VT6, poluchennykh pri kontaktnoi tochechnoi svarke [Determination of hardness of welded joints of nanostructured titanium alloy BT6 obtained at contact spot welding]. *Vestnik Tomskogo gosudarstvennogo arkhitekturno-stroitel'nogo universiteta*, 2016, no. 1(54), pp. 140-144.

9. Klimenov V.A., Gniusov S.F., Potekaev A.I., Klopotov A.A., Abzaev Iu.A., Kurgan K.A., Marzol' M.R., Galsanov S.V., Tsellermaer A.Ia., Marchenko E.S. Struktura i svoistva mikrokristallicheskogo i submikrokristallicheskogo titanovogo splava VT1-0 v oblasti shva pri elektronno-luchevoi svarke [Structure and properties of microcrystalline and submicrocrystalline titanium alloy BT1-0 in the area of the weld at electron-beam welding]. *Izvestiia vuzov. Fizika*, 2017, vol. 60, no. 6, pp. 61-71.

10. Klimenov V.A., Klopotov A.A., Abzaev Y.A., Kurgan K.A., Vlasov Y.A. Electron-beam welding-structural-phase state and microhardnes in the weld zone in a submicrocrystalline titanium alloy grade 2. *Materials Sci. Forum*, 2017, vol. 906, pp. 32-37.

11. Galieva E.V., Bataev N.V., Valitov V.A., Lutfullin R.Ia. Tverdogaznaia svarka raznorodnykh nikelovykh splavov EP741NP i EK61 s razlichnoi geometriie po-verkhnosti soedineniia [Solid-phase welding of heterogeneous nickel alloys EP741NP and EK61 with different surface geometries]. *Fundamental'nye prob-lemy sovremennogo materialovedeniia*, 2017, vol. 14, no. 4, pp. 507-512.

12. Kuz'min S.V., Lysak V.I., Kuz'min E.V. Primenenie ul'trazvuka pri svarke vzryvom [Application of ultrasound in explosion welding]. *Naukoemkie tekhnologii v mashinostroenii*, 2017, no. 7 (73), pp. 3-10.

13. Tupitsin M.A., Kharlamov V.O., Krokhaliev A.V., Kuz'min S.V., Lysak V.I. Poluchenie tverdykh splavov sistemy SiC-Ti s ispol'zovaniem energii vzryva [Manufacture of SiC-Ti system hard alloys using explosion energy]. *Problemy chernoi metallurgii i materialovedeniia*, 2018, no. 2, pp. 93-97.

14. Rubtsov V.E., Eliseev A.A., Druzhinin N.V., Krasnoveikin V.A., Vasil'ev P.A., Mikhailov V.S., Kolumets N.P. Svarka treniem s peremeshivaniem s ul'trazvukovym vozdeistviem dlia polucheniia neraz"emnykh soedinenii aluminievyykh splavov [Friction stir welding with



ultrasonic influence to obtain permanent connections of aluminium alloys]. *Sudostroenie*, 2018, no. 1, pp. 34-38.

15. Ozhiganov E.A., Popova N.A., Smirnov A.N., Nikonenko E.L., Sizonenko N.R., Koneva N.A., Kozlov E.V. Izmenenie struktury i fazovogo sostava v materiale svarnogo shva stali St3sp pod deistviem plasti-cheskoj deformatsii [Change of structure and phase composition in the material of the welded seam of steel St3sp under the influence of plastic deformation]. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniia*, 2016, vol. 13, no. 2, pp. 191-197.

16. Smirnov A.N., Popova N.A., Ozhiganov E.A., Nikonenko E.L., Ababkov N.V., Kalashnikov M.P., Koneva N.A. Formirovanie strukturno-fazovogo sostoianii v svarnom shve pri deformatsii [Formation of the structural-phase state in the welded seam at deformation]. *Struktura. Napriazheniia. Diagnostika. Resurs. KuzGTU. Kemerovo*, 2017, pp. 201–209.

17. Smirnov A.N., Popova N.A., Ababkov N.V., Nikonenko E.L., Ozhiganov E.A., Koneva N.A. Vliianie dlitel'nykh temperaturno-silovykh vozdeistvii na strukturno-fazovoe sostoianie svarnogo shva v stali 12N18N10T [Influence of long-term temperature-force effects on the structural-phase state of the welded seam in 12H18N10T steel]. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniia*, 2018, vol. 15, no. 3, pp. 434–441.

18. Smirnov A.N., Kniaz'kov A.F., Kniaz'kov V.L., Koneva N.A., Ozhiganov E.A., Ababkov N.V., Danilov V.I., Popova N.A. Svarka modulirovannym tokom. Strukturno-fazovoe sostoianie i polia vnutrennikh napriazhenii v svarnykh soedineniakh konstruktivnykh stalei [Modulated current welding. Structural-phase state and internal stress fields in welded joints of structural steels]. Moscow: Innovatsionnoe mashinostroenie; Kemerovo: Sibirskaia izdatel'skaia grupa, 2017, 328 p.

19. Gagauz V.P., Kozlov E.V., Danilov V.I., Ivanov Iu.F., Gromov V.E. Strukturno-fazovye sostoianii i mekhanicheskie svoystva tolstykh svarnykh shvov [Structural-phase states and mechanical properties of thick welds]. Novo-kuznetsk: Izdatel'stvo SibGIU, 2008, 150 p.

20. Smirnov A.N., Koneva N.A., Fol'mer S.V., Popova N.A., Kozlov E.V. Povrezhdaemost' svarnykh soedinenii, spektral'-akusticheskii metod kontrolya [Damage of welded joints, spectral-acoustic method of control]. Moscow: Mashinostroenie, 2009, 240 p.

21. Smirnov A.N., Kozlov E.V. Substruktura, vnutrennie polia napriazhenii i problema razrusheniia paroprovodov iz stali 12Kh1MF [Substructure, Internal Stress Fields and Steam Piping Failure Problem of 12X1MF Steel]. Kemerovo: Kuzbassvuzizdat, 2004, 163 p.

22. Smirnov A.N., Ababkov N.V., Kozlov E.V., Koneva N.A., Popova N.A. Strukturno-fazovoe sostoianie razrushennogo rotora parovoi turbiny vysokogo davleniia [Structural-phase state of the destroyed rotor of a high-pressure steam turbine]. *MiTOM*, 2015, no. 12 (726), pp. 50-57.

23. Volynova T.F. Vysokomargantsevye stali i splavy [High manganese steels and alloys]. Moscow: Metallurgiiia, 1988, 343 p.

24. Okayasu M., Tomida S. Phase transformation system of austenitic stainless steels obtained by permanent compressive strain. *Mat. Sci. & Eng. A.*, 2017, vol. 684, pp. 712-725.

25. Cai Z.H., Ding H., Tang Z.Y., Misra R.D.K. Significance of control of austenite stability and transformation mechanisms in medium-manganese transformation-induced plasticity steel. *Mat. Sci. & Eng. A.*, 2016, vol. 676, pp. 289-293.

26. Stacking fault energy in austenitic steels determined by using in situ X-ray diffraction during bending / D. Rafaja, C. Krbetschek, C. Ullrich, S. Martin. *Journal Appl. Cryst.*, 2014, vol. 47, pp. 936–947.

27. Akkuzin S.A., Litovchenko I.Iu., Tiumentsev A.N., Chernov V.M. Mikrostruktura i mekhanicheskie svoystva austenitnoi stali EK-164 posle termomekhanicheskikh obrabotok [Microstructure and Mechanical Properties of Austenitic Steel EK-164 after Thermomechanical Processing]. *Izvestiia vuzov. Fizika*, 2019, vol. 62, no. 4, pp. 125-130.

28. Konovalenko I.S., Nikonov A.Iu., Dmitriev A.I., Kolubaev E.A. Izuchenie perestroiki kristallicheskoj reshetki v usloviakh nagruzeniia, identichnykh protsessu svarki treniem s peremeshivaniem [Study of the crystal lattice rearrangement under load conditions identical to that of stir welding]. *Izvestiia vuzov. Fizika*, 2015, vol. 58, no. 6-2, pp. 137–141.

29. Utevskaia L.M. Difraktsionnaia elektronnaia mikroskopiia v metallovedenii [Diffraction electron microscopy in metal science]. Moscow: Metallurgiiia, 1973, 584 p.

30. Kozlov E.V., Tepliakova L.A., Koneva N.A., Gavriluk V.G., Popova N.A., Ignatenko L.N., Fedoseeva G.L., Smuk S.Iu., Paul' A.V., Podkovka V.P. Rol' tverdorastvornogo uprochneniia i vzaimo-deistvii v dislokatsionnom ansamble v formirovanii napriazheniia techeniia azotosoderzhashchei austenitnoi stali [The Role of Solid Solution Hardening and Interaction in the Dislocation Ensemble in Formation of Nitrogen Containing Austenitic Steel Flow Stress]. *Izvestiia vuzov. Fizika*, 1996, vol. 39, no. 3, pp. 33-56.

31. Koneva N., Kiseleva S., Popova N. Evoliutsiia struktury i vnutrennie polia napriazhenii. Austenitnaia stal' [Structure evolution and internal stress fields. Austenitic steel]. Germaniia: LAP LAMBER Academic Publishing, 2017, 148 p.

32. Koneva N.A., Kozlov E.V. Zakonomernosti substrukturnogo uprochneniia [Substructural hardening patterns]. *Izvestiia vuzov. Fizika*, 1991, vol. 34, no. 3, pp. 56-70.

33. Koneva N.A., Kozlov E.V. Fizicheskaia priroda stadiinosti plasticheskoi deformatsii [Physical nature of plastic deformation stage]. *Strukturnye urovni plasticheskoi deformatsii i razrusheniia*, Novosibirsk: Nauka, 1990, pp. 123-186.

Получено 21.06.19

Опубликовано 26.09.19

#### Сведения об авторах

**Никоненко Елена Леонидовна** (Томск, Россия) – кандидат физико-математических наук, доцент кафедры физики Томского государственного архитектурно-строительного университета; доцент Национального исследовательского Томского государственного политехнического университета; e-mail: vilatomsk@mail.ru.

**Смирнов Александр Николаевич** (Кемерово, Россия) – доктор технических наук, профессор кафедры технологии машиностроения Кузбасского государственного технического университета им. Т.Ф. Горбачева, ди-

ректор ООО «Кузбасский центр сварки и контроля»; e-mail: galvas.kem@gmail.ru.

**Попова Наталья Анатольевна** (Томск, Россия) – кандидат технических наук, старший научный сотрудник кафедры физики Томского государственного архитектурно-строительного университета; e-mail: natalya-popova-44@mail.ru.

**Аббков Николай Викторович** (Кемерово, Россия) – кандидат технических наук, доцент кафедры технологии машиностроения Кузбасского государственного технического университета им. Т.Ф. Горбачева; e-mail: n.ababkov@rambler.ru.

**Князьков Константин Викторович** (Кемерово, Россия) – кандидат технических наук, доцент кафедры технологии машиностроения Кузбасского государственного технического университета им. Т.Ф. Горбачева; e-mail: vntk@km.ru.

#### **About the authors**

**Elena L. Nikonenko** (Tomsk, Russian Federation) – Ph.D. in Physical and Mathematical Sciences, Associate Professor, Department of Physics, Tomsk State University of

Architecture and Building, National Research Tomsk Polytechnic University; e-mail: vilatomsk@mail.ru.

**Aleksandr N. Smirnov** (Kemerovo, Russian Federation) – Doctor of Technical Sciences, Professor, Department of Mechanical Engineering Technology, Kuzbass State Technical University named after T.F. Gorbachev, Director, LLC “Kuzbass Welding and Control Center”; e-mail: galvas.kem@gmail.ru.

**Nataliya A. Popova** (Tomsk, Russian Federation) – Ph.D. in Technical Sciences, Senior Researcher, Department of Physics, Tomsk State University of Architecture and Building; e-mail: natalya-popova-44@mail.ru.

**Nikolai V. Ababkov** (Kemerovo, Russian Federation) – Ph.D. in Technical Sciences, Associate Professor, Department of Mechanical Engineering Technology, Kuzbass State Technical University named after T.F. Gorbachev; e-mail: n.ababkov@rambler.ru.

**Konstantin L. Knyaz'kov** (Kemerovo, Russian Federation) – Ph.D. in Technical Sciences; Associate Professor, Department of Mechanical Engineering Technology, Kuzbass State Technical University named after T.F. Gorbachev; e-mail: vntk@km.ru.