

## РАЗДЕЛ 1. ФИЗИКА КОНДЕНСИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ

Научная статья

1.3.8. Физика конденсированного состояния (физико-математические науки)

УДК 621.762

doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2023.01.001

### ВНУТРЕННИЕ НАПРЯЖЕНИЯ И ИХ ИСТОЧНИКИ В НИКЕЛЕ ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

Наталья Анатольевна Попова<sup>1†</sup>, Елена Леонидовна Никоненко<sup>2</sup>,  
Юлия Владимировна Соловьёва<sup>3</sup>, Владимир Александрович Старенченко<sup>4</sup>

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

<sup>2</sup> Национальный исследовательский Томский политехнический университет, ул. Ленина 30, 634050, Томск, Россия

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

<sup>2</sup> vilatomsk@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-0396-9541>

<sup>3</sup> j\_sol@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0003-2362-0555>

<sup>4</sup> star@tsuab.ru, <https://orcid.org/0000-0003-4741-7519>

**Аннотация.** Методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии проведено исследование внутренней структуры зерен, амплитуды внутренних напряжений и их источников в ультрамелкозернистом технически чистом никеле, полученном путем деформации равноканальным угловым прессованием. При равноканальном угловом прессовании образцы подвергались сдвиговой деформации сжатием по двум пересекающимся под углом  $120^{\circ}$  каналам равного диаметра при температуре  $T = 400^{\circ}\text{C}$  без промежуточных отжигов. Число проходов  $n = 4$ . Установлено, что равноканальное угловое прессование привело к образованию в ультрамелкозернистом никеле частиц вторичных фаз, обладающих нанометрическим размером и локализованных внутри, на границах и в стыках зерен. Выявлены источники внутренних напряжений и определена их амплитуда. Определение амплитуды внутренних напряжений базировалось на определении кривизны-кручения кристаллической решетки по изгибным экстинкционным контурам. Установлено, что источниками внутренних напряжений являются: стыки зерен, в которых присутствуют или отсутствуют частицы вторичных фаз; границы зерен, на которых присутствуют или отсутствуют частицы вторичных фаз; частицы, расположенные на дислокациях внутри зерен, и, наконец, дислокационная структура в зернах или части зерен, в которых отсутствуют частицы вторичных фаз. Установлено, что внутренние напряжения от всех источников охватывают все зерна независимо от их внутренней структуры и носят преимущественно упругий характер. Это означает, что равноканальное угловое прессование привело в основном к упругому искажению кристаллической решетки никеля.

**Ключевые слова:** равноканальное угловое прессование, амплитуда внутренних напряжений, источники внутренних напряжений, контур, кривизна-кручение кристаллической решетки, зерно, стыки зерен, граница зерна, частица.

**Благодарности:** Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации FEMN № 2023-0003.

**Для цитирования:** Попова Н.А., Никоненко Е.Л., Соловьёва Ю.В., Старенченко В.А. Внутренние напряжения и их источники в технически чистом никеле после равноканального углового прессования // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2023. Т. 20, № 1. С. 9–16. doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2023.01.001.

Original article

**INTERNAL STRESSES AND THEIR SOURCES IN NICKEL  
AFTER EQUAL-CHANNEL ANGULAR PRESSING****Nataliy A. Popova<sup>1†</sup>, Elena L. Nikonenko<sup>2</sup>, Yulia V. Solov'eva<sup>3</sup>, Vladimir A. Starenchenko<sup>4</sup>**<sup>1,2,3,4</sup> Tomsk State University of Architecture and Building, Solyanaya Sq., 2, Tomsk, 634003, Russia<sup>2</sup> National Research Tomsk Polytechnic University, ave. Lenin, 30, 634003, Tomsk, Russia<sup>1</sup> natalya-popova-44@mail.ru<sup>†</sup>, <https://orcid.org/0000-0001-8823-4562><sup>2</sup> vilatomsk@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-0396-9541><sup>3</sup> j\_sol@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0003-2362-0555><sup>4</sup> star@tsuab.ru, <https://orcid.org/0000-0003-4741-7519>

**Abstract.** The internal structure of grains, the amplitude of internal stresses and their sources in ultrafine grained technically pure nickel obtained by equal-channel angular pressing deformation were studied by the method of transmission electron microscopy. At equal-channel angular pressing the samples were subjected to shear deformation by compression along two intersecting channels of equal diameter at an angle of  $120^\circ$  at temperature  $T = 400^\circ\text{C}$  without intermediate annealing. The number of passes  $n = 4$ . It was found that equal-channel angular pressing led to the formation of particles of secondary phases in ultrafine grained nickel with nanometric size and localized inside, on the boundaries and at the joints of grains. The sources of internal stresses are revealed and their amplitude is determined. Determination of the amplitude of internal stresses was based on the determination of the curvature-torsion of the crystal lattice by bending extinction contours. It was found that the sources of internal stresses are: grain junctions in which particles of secondary phases are present or absent; grain boundaries in which particles of secondary phases are present or absent; particles located on dislocations within grains; and, finally, dislocation structure in grains or parts of grains in which particles of secondary phases are absent. It has been found that internal stresses from all sources cover all grains regardless of their internal structure and are predominantly elastic in nature. This means that equal-channel angular pressing led mainly to the elastic distortion of the nickel lattice.

**Keywords:** equal-channel angular pressing, amplitude of internal stresses, sources of internal stresses, contour, curvature-twist of crystal lattice, grain, grain joints, grain boundary, particle.

**Acknowledgments:** The research was carried out within the state assignment of Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation FEMN No. 2023-0003.

**For citation:** Popova, N. A., Nikonenko, E. L., Solov'eva, Yu. V. & Starenchenko, V. A. (2023). Internal stresses and their sources in technically pure nickel after equal channel angular pressing. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya (Basic Problems of Material Science (BPMS))*, 1(20), 9–16. (In Russ.). doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2023.01.001.

**Введение**

Как известно, значительному повышению прочностных характеристик в металлах и сплавах способствует формирование в них ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры с помощью интенсивной пластической деформации (ИПД) [1-3]. Одним из эффективных методов ИПД является равноканальное угловое прессование (РКУП) [1-3]. Используя этот метод удается получать УМЗ-материалы. Причем объемы получаемых образцов таковы, что позволяют не только исследовать свойства этих материалов, но и изготавливать из них небольшие детали [2, 3].

Однако, УМЗ-материалы, полученные методом ИПД, обладают значительной избыточ-

ной энергией, локализованной в дефектной структуре многочисленных границ зерен, границ фрагментов внутри крупных зерен, в дислокационной структуре. Значительная часть избыточной энергии УМЗ-материала – это упругая энергия искажения кристаллической решетки [3-5], приводящая к нестабильности структуры этих материалов. Исследование природы внутренних упругих напряжений УМЗ-материалов является важной задачей. Изучение и анализ внутренних упругих напряжений проводится различными методами [3, 4, 6]. Однако при использовании большинства методов удается определить лишь интегральные характеристики, усредненные по всему объему образца. Поэтому к настоящему времени информация как об амплитуде внутренних напряжений, так

и об их источниках остается незначительной. Эта задача наиболее полно решается методом просвечивающей электронной микроскопии [3, 7, 8].

Настоящая работа посвящена детальному исследованию внутренних напряжений и идентификации их источников в технически чистом УМЗ-никеле, полученном методом РКУП.

### Материал и методы исследования

Работа проведена на образцах технически чистого никеля, приготовленных методом равноканального углового прессования (РКУП). Химический состав технически чистого никеля следующий (мас. %): С – 0,001; Mg – 0,001; Si – 0,001; P – 0,001; S – 0,001; Fe – 0,01; Cu – 0,1; Zn – 0,001; As – 0,001; Cd – 0,0006; Sn – 0,0005; Sb – 0,0005; Ni – остальное.

При РКУП образцы подвергались сдвиговой деформации путем сжатия по двум пересекающимся под углом 120 градусов каналам равного диаметра при температуре 400 °С без промежуточных отжигов. Число проходов соответствовало  $N = 4$ .

Исследования выполнены методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии (ПЭМ) на тонких фольгах в электронных микроскопах ЭМ-125К с использованием гониометрической приставки и ЭМ-125, обладающим более высокой разрешающей способностью. Фольги готовили методом электрополировки в специальных режимах, позволяющих получить большие площади при просмотре в электронном микроскопе. Статистическая обработка результатов проводилась по непрерывным участкам образца площадью  $\sim 80 \text{ мкм}^2$ , содержащей 500-1000 зерен. Среднее увеличение в колонне микроскопа было 40000-60000 крат.

В результате проведенных исследований проанализирована внутренняя структура зерен и определена величина скалярной плотности дислокаций в различных участках материала, выявлены источники внутренних напряжений и определена их амплитуда. Величину скалярной плотности дислокаций определяли методом секущих [9]. Определение амплитуды внутренних напряжений базировалось на определении кривизны-кручения кристаллической решетки по изгибным экстинкционным контурам [7-9]. Известно, что изгибный экстинкционный контур является результатом дифракционного контраста, наблюдаемого на ПЭМ-изображении

структуры сильно деформированного кристалла. Это геометрическое место точек, где данное семейство атомных плоскостей остается параллельным самим себе и, следовательно, находится в одинаковом отражающем положении. Изгиб кристаллической решетки может быть: 1) чисто упругим, создаваемым полями напряжений, накопленными из-за несовместности деформации, например, зерен поликристалла [8, 10], матрицы материала и недеформируемыми частицами [10]; 2) пластическим, если изгиб создается дислокационными зарядами, т.е. избыточной плотностью дислокаций, локализованной в некотором объеме материала [7, 8, 11], и 3) упругопластическим, когда в материале присутствуют оба источника полей [7, 8, 11].

Для этой цели измерялась ширина экстинкционного контура. Ранее было установлено, что его ширина в величинах разориентировок в никеле составляет  $\sim 1^\circ$  [11]. Известно, что амплитуда кривизны-кручения  $\chi$  определяется величиной градиента непрерывной разориентировки [7, 8, 11]:

$$\chi = \frac{d\varphi}{dl}, \quad (1)$$

где  $dl$  – перемещение контура,  $d\varphi$  – изменение ориентировки отражающей плоскости фольги. В деформируемом кристалле характеристики, входящие в (1), являются локальными. Если на изучаемом участке отсутствуют дислокации, то имеет место упругий изгиб-кручение кристаллической решетки. Тогда амплитуда внутренних напряжений может быть определена по следующей формуле [8]:

$$\sigma_y = m\alpha Gt \frac{\partial\varphi}{\partial l} = m\alpha Gt\chi, \quad (2)$$

где  $m$  – ориентационный множитель (фактор Шмида);  $\alpha$  – безразмерный коэффициент (коэффициент Струнина) [11];  $G$  – модуль сдвига материала,  $t$  – толщина фольги.

Пластический изгиб-кручение обеспечивается локальной избыточной плотностью дислокаций  $\rho_{\pm} = \rho_+ - \rho_-$  ( $\rho_+$  и  $\rho_-$  – плотность соответственно положительно и отрицательно заряженных дислокаций), рассчитываемой по формуле [7, 8, 11]:

$$\rho_{\pm} = \frac{1}{b} \frac{d\varphi}{dl} = \frac{\chi}{b}, \quad (3)$$

где  $b$  – вектор Бюргерса а амплитуда внутренних напряжений:

$$\sigma_{nl} = m\alpha Gb\sqrt{\rho_{\pm}} = m\alpha G\sqrt{b\chi}. \quad (4)$$

В случае пластического изгиба-кручения кристаллической решетки скалярная плотность дислокаций  $\rho$  должна быть не меньше избыточной, определенной согласно (3). Если величина скалярной плотности дислокаций, измеренная локально, меньше, чем величина  $\rho_{\pm}$ , то есть  $\rho < \rho_{\pm}$ , то имеет место упруго-пластический изгиб-кручение кристаллической решетки. В этом случае величина  $\rho_{\pm}$  условна, поскольку она никогда не может превышать  $\rho$ . Поэтому, в случае упруго-пластического изгиба производится разделение изгиба кристаллической решетки на пластическую компоненту, для которой  $\rho'_{\pm} = \rho$ , и упругую компоненту, для которой  $\rho''_{\pm} = \rho_{\pm} - \rho'_{\pm}$ . Тогда амплитуда кривизны кручения кристаллической решетки равна:

$$\chi = \chi_{nl} + \chi_{упр}, \quad (5)$$

где  $\chi$  рассчитывается из (1),  $\chi_{nl}$  – амплитуда кривизны-кручения при пластическом изгибе-кручении, обеспеченный избыточной плотностью дислокаций  $\rho'_{\pm} = \rho$  (локальные значения), рассчитывается согласно (3):

$$\chi_{nl} = b\rho'_{\pm} = b\rho, \quad (6)$$

Тогда амплитуда упругой составляющей кривизны-кручения кристаллической решетки из (5) равна:

$$\chi_{упр} = \chi - \chi_{nl}, \quad (7)$$

В результате амплитуда внутренних напряжений определяется:

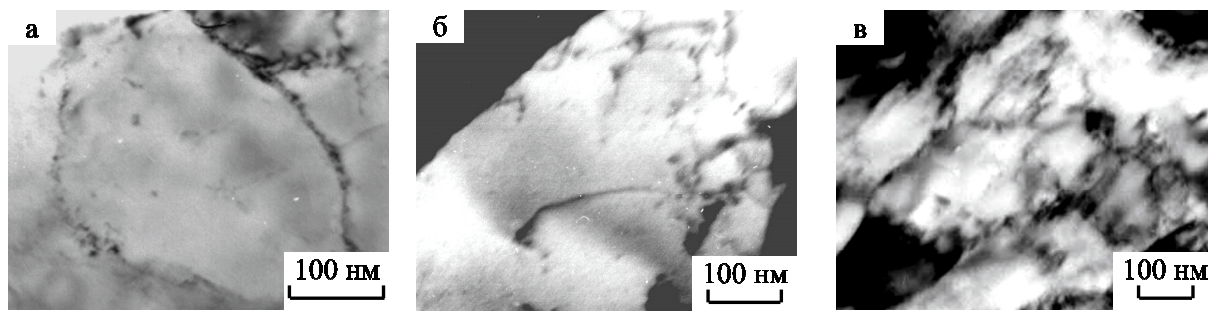
$$\sigma = \sigma_y + \sigma_{nl}, \quad (8)$$

Этот метод, используя выражения (1) – (8), позволил определить компоненты внутренних напряжений при упругом, пластическом и упругопластическом искажениях кристаллической решетки, а также выявить их источники.

Подчеркнем, что все количественные данные представлены в работе после проведенной статистической обработки.

### Результаты и их обсуждение

Ранее проведенными исследованиями было установлено [13], что зеренная структура технически чистого никеля после РКУП представлена анизотропными зернами трех типов. Это: 1) бездислокационные зерна – зерна, не обладающие субструктурой (в них практически отсутствуют дислокации); 2) зерна, содержащие хаотически распределенные дислокации или сетчатую субструктуру, и 3) зерна с ячеистой или фрагментированной субструктурой. Типичные ПЭМ-изображения этих типов зерен приведены на рис. 1а-в.



**Рис.1.** ПЭМ-изображения бездислокационных зерен (а), зерен с хаотической дислокационной структурой (б) и зерен с дислокационными ячейками (в)

**Fig.1.** TEM images of dislocation-free grains (a), grains with chaotic dislocation structure (b), and grains with dislocation cells (c)

Было установлено, что самыми мелкими зернами (средний размер –  $110 \times 190$  нм) являются зерна первого типа – бездислокационные зерна. Их объемная доля в материале – 22 %. Самыми крупными зернами, средний размер которых составляет  $180 \times 440$  нм, являются зерна третьего типа – зерна с ячеистой или фрагментированной субструктурой. Они занимают в материале наибольший объем (68%).

Зерна второго типа, в которых присутствуют дислокации, расположенные либо хаотически, либо образуют сетчатую субструктуру, обладают средним размером  $160 \times 370$  нм. Объемная доля зерен этого типа составляет в материале 10 %.

Проведенные измерения скалярной плотности дислокаций  $\rho$  в каждом типе зерен показали, что наибольшей величиной  $\rho$  обладают

зерна второго типа (зерна, содержащие хаотически распределенные дислокации или сетчатую субструктуру). В этих зернах средняя величина скалярной плотности дислокаций составляет  $\langle \rho \rangle = 3.9 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . В зернах третьего типа (зерна с ячеистой или фрагментированной субструктурой) величина  $\langle \rho \rangle = 1.4 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . А в зернах первого типа – только лишь  $3 \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$ .

Также ранее было установлено [13], что РКУП технически чистого никеля привело к образованию нанометрических частиц вторичных фаз. В стыках образовавшихся зерен присутствуют частицы фазы NiO, обладающие ГЦК-кристаллической решеткой (Fm3m). Форма этих частиц близка к округлой, их размер составляет 15-25 нм. На границах зерен присутствуют частицы двух фаз: 1) Ni<sub>4</sub>N – частицы округлой формы (средний размер – 5-8 нм), обладающие простой кубической кристаллической решеткой (Pm3m), и 2) Ni<sub>3</sub>C – частицы пластинчатой формы (средний размер 10 × 80 нм), обладающие ромбоэдрической кристаллической решеткой (R  $\bar{3}c$ ). Внутри зерен, преимущественно на дислокациях, обнаружены частицы фазы Ni<sub>2</sub>O<sub>3</sub> – частицы округлой формы (средний размер ~ 8 нм) с ГПУ-кристаллической решеткой. Частицы всех фаз образовались в процессе РКУП.

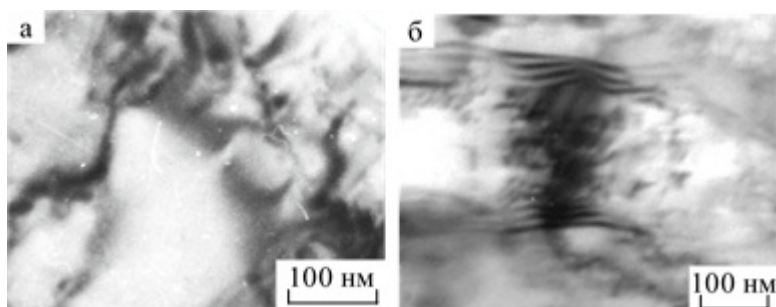
Выше мы отмечали, что УМЗ-материалы содержат внутреннюю энергию, значительная часть которой – это упругая энергия искажения кристаллической решетки. Известно, что искажение кристаллической решетки проявляется на ПЭМ-изображении в возникновении изгибных экстинкционных контуров, отражающих природу деформации локальных участков материала. Известно также, что по параметрам изгибных экстинкционных контуров можно опре-

делить амплитуду кривизны-кручения кристаллической решетки и, соответственно, амплитуду внутренних напряжений (см. выше формулы (1) – (8)). Кроме того, анализ изгибных экстинкционных контуров позволяет установить источники контуров, а значит и источники полей внутренних напряжений.

Проведенные исследования показали, что в УМЗ-никеле после РКУП присутствуют следующие источники внутренних полей напряжений.

Во-первых, это стыки зерен. Как было установлено, в стыках зерен могут присутствовать частицы вторичных фаз NiO. Детально выполненные исследования показали, что доля стыков, содержащих частицы вторичных фаз, в объеме материала составляет лишь 38 %. Кроме того, установлено, что не все стыки зерен являются источниками изгибных экстинкционных контуров, а именно, стыки зерен, содержащие частицы вторичных фаз, составляют 20 %, стыки зерен без частиц – 30 %.

Выше отмечалось, что наблюдаемые на ПЭМ-изображениях изгибные экстинкционные контуры отражают природу деформации локальных участков образца, которая может быть в общем случае, как чисто упругой, так и чисто пластической, а также и упруго-пластической. Первые идентифицируются по присутствию в материале бездислокационных изгибных экстинкционных контуров (рис.2а), вторые и третьи – дислокационных (рис.2б). В первом случае амплитуда поля внутренних напряжений максимальна, во втором и третьем – поле экранировано дислокационной структурой, и амплитуда оказывается существенно меньше, причем во втором случае амплитуда поля внутренних напряжений оказывается минимальной.



**Рис.2.** Примеры ПЭМ-изображений бездислокационных (а) и дислокационных (б) изгибных экстинкционных контуров в зернах УМЗ-никеля после РКУП

**Fig.2.** Examples of PEM images of dislocation-free (a) and dislocation-free (b) bending extinction contours in UFG-nickel grains after ECAP

Проведенные исследования показали, что после РКУП во всех стыках зерен УМЗ-никеля наблюдаются только бездислокационные изгибные экстинкционные контуры (рис.2а). Это означает, что присутствует только упругий изгиб-кручение кристаллической решетки, и амплитуда внутренних напряжений  $\sigma = \sigma_y$ . Полученные данные о величине амплитуды внут-

ренних напряжений приведены в таблице. Отметим, что измерение ширины изгибного экстинкционного контура для расчета амплитуды внутренних напряжений проводилось максимально близко к их источнику. Как видно из представленной таблицы, амплитуда внутреннего напряжения упруго поля практически в 3 раза больше.

**Таблица.** Амплитуды пластической и упругой составляющих внутренних напряжений от различных источников в структуре УМЗ-никеля после РКУП

**Table.** Amplitudes of plastic and elastic components of internal stresses from different sources in the UFG-nickel structure after ECAP

Источник внутреннего напряжения		$\sigma_{пл}$ , МПа	$\sigma_y$ , МПа
Стыки зерен	без частицы	0	$13,1 \cdot 10^3$
	с частицей	0	$32,5 \cdot 10^3$
Границы зерен	без частицы	$0,8 \cdot 10^3$	$9,5 \cdot 10^3$
	с частицей	0	$24,8 \cdot 10^3$
Тело зерна	без частицы	$0,30 \cdot 10^3$	0
	с частицей	$0,26 \cdot 10^3$	$2,3 \cdot 10^3$

Вторым источником внутренних напряжений являются границы зерен. Выше мы отмечали, что на границах зерен могут также присутствовать частицы вторичных фаз: частицы округлой формы  $Ni_4N$  и частицы пластинчатой формы  $Ni_3C$ . Проведенные исследования показали, что 43 % границ зерен содержат частицы, являющиеся источниками внутренних напряжений. Причем изгибные экстинкционные контуры от частиц – только бездислокационные. Это означает, что частицы, находящиеся на границах зерен, приводят только к упругому изгиб-кручению кристаллической решетки.

Изгибные экстинкционные контуры от границ зерен, на которых отсутствуют частицы вторичных фаз (а доля таких границ составляет 57 %) – дислокационные и бездислокационные. Это означает, что такие границы приводят как к упругому изгиб-кручению кристаллической решетки, так и изгиб-кручению, экранированному дислокациями. Причем амплитуда внутренних напряжений в случае изгиб-кручения, экранированного дислокациями, практически в 2,5 раза меньше (см. таблицу).

Ещё одним источником внутренних напряжений частицы окислов  $Ni_2O_3$ , находящиеся в теле зерен на дислокациях. Изгибные экстинкционные контуры от частиц – дислокационные. Это означает, что присутствие частиц на дислокациях внутри зерен приводит к упруго-пластическому изгибу, причем упругая состав-

ляющая внутренних напряжений на порядок больше пластической (см. таблицу).

Дислокационная структура в зернах или части зерен, в которых отсутствуют частицы вторичных фаз также является источником внутренних напряжений. Поля напряжений от этих источников по сравнению с другими источниками малы и носят чисто пластический характер. Амплитуда внутренних напряжений – наименьшая (см. таблицу).

Кроме описанных источников полей внутренних напряжений встречаются также случаи упругого изгиба зерна, обусловленного полями напряжений из-за несовместной деформации соседних зерен. Необходимо отметить, что различные источники полей внутренних напряжений, в том случае, когда они расположены сравнительно недалеко друг от друга, взаимодействуют между собой, и их поля перекрываются. Это хорошо видно по замыканию бездислокационных изгибных экстинкционных контуров различными концами на несколько источников (рис.2а).

Как показали проведенные исследования, внутренние напряжения от всех видов источников охватывают все типы зерен. Амплитуда упругой составляющей внутренних напряжений от этих источников во всех типах зерен, как правило, возрастает с измельчением размера зерна. Она максимальна в бездислокационных зернах.

## Заключение

В работе методом просвечивающей электронной дифракционной микроскопии детально исследованы зеренная структура, поля внутренних напряжений и идентифицированы их источники в технически чистом УМЗ-никеле, изготовленном методом РКУП. Установлено, что в соответствии с характером дислокационной структуры зеренная структура УМЗ-никеля – это, в основном, зерна с ячеистой или фрагментированной субструктурой (самые крупные зерна). В относительно небольших количествах присутствуют бездислокационные зерна – зерна, не обладающие субструктурой и являющиеся самыми мелкими зернами, а также зерна, содержащие хаотически распределенные дислокации или сетчатую субструктуру.

Внутри, на границах и в стыках зерен присутствуют нанометрические частицы вторых фаз, а именно,  $Ni_4N$ ,  $Ni_3C$ ,  $NiO$  и  $Ni_2O_3$ . Все частицы обладают нанометрическим размером и локализуются внутри ( $Ni_2O_3$ ), на границах ( $Ni_4N$ ,  $Ni_3C$ ) зерен, а также в их стыках ( $NiO$ ).

Установлены следующие источники внутренних напряжений в УМЗ никеле: 1) стыки зерен (с частицами вторичной фазы  $NiO$  и без частиц); 2) границы зерен (с частицами вторичных фаз  $Ni_4N$  и  $Ni_3C$ , находящихся на границах зерен, и без частиц); 3) частицы  $Ni_2O_3$ , находящиеся в объеме зерен на дислокациях и 4) дислокационная структура в зернах или части зерен, в которых отсутствуют частицы вторичных фаз. Установлено, что внутренние поля от всех видов источников охватывают все типы зерен независимо от их внутренней дефектной структуры и носят преимущественно упругий характер. Это означает, что равноканальное угловое прессование привело в основном к упругому искажению кристаллической решетки никеля.

## Список литературы

1. Носкова Н.И., Мулюков Р.Р. Субмикрористаллические и нанокристаллические металлы и сплавы. Екатеринбург: УрО РАН, 2003. 279 с.
2. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы. М.: ИКЦ Академкнига, 2007. 397 с.
3. Валиев Р.З., Жилиев А.П., Лэнгдон Т.Дж. Объемные наноструктурные материалы: фундаментальные основы и применение. СПб: Эко-Вектор, 2017. 479 с.

4. Кардашев Б.К., Нарыкова М.В., Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г. Влияние интенсивной пластической деформации на упругие свойства Ti и его сплавов // Физическая мезомеханика. 2019. Т. 22. № 3. С. 71–76.

5. Wilde G., Divinski S. Grain Boundaries and Diffusion Phenomena in Severely Deformed Materials // Materials Transactions. 2019. V. 60, N 7. P. 1302–1315.

6. Skrotzki W. Deformation Heterogeneities in Equal Channel Angular Pressing // Materials Transactions. 2019. V. 60, N 7. P. 1331–1343.

7. Киселева С.Ф., Попова Н.А., Конева Н.А., Козлов Э.В. Распределение внутренних напряжений и плотности запасенной энергии в деформированной аустенитной стали // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2014. Т. 11, № 4/2. С. 557–561.

8. Gleser A.M., Kozlov E.V., Koneva N.A., Popova N.A., Kurzina I.A. Plastic Deformation of Nanostructured Materials. CRC Press, Taylor & Francis Group, Boca Raton London, New York, 2017. 321 p.

9. Хирш П., Хови А., Николсон Р., Пэшли Д., Уэлан М. Электронная микроскопия тонких кристаллов. М.: Мир, 1968. 574 с.

10. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Металлургия, 1986. 224 с.

11. Конева Н.А., Козлов Э.В., Тришкина Л.И., Лычагин Д.В. Дальнодействующие поля напряжений, кривизна-кручение кристаллической решетки и стадии пластической деформации. Методы измерений и результаты // Новые методы в физике и механике деформируемого твердого тела. Томск: ТГУ, 1990. С. 83–93.

12. Струнин Б.Н. О распределение внутренних напряжений при случайном расположении дислокаций // ФТТ. 1967. Т. 9, № 3. С. 805–812.

13. Попова Н.А., Никоненко Е.Л., Соловьева Ю.В., Старенченко В.А. Влияние равноканального углового прессования на структурно-фазовое состояние технически чистого никеля // Вестник ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение. 2021. Т. 23, № 4. С. 77–84.

## Информация об авторах

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

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

вательского Томского политехнического университета.

Ю. В. Соловьёва – доктор физико-математических наук, доцент, заведующая кафедрой физики, химии, теоретической механики Томского государственного архитектурно-строительного университета.

В. А. Старенченко – доктор физико-математических наук, профессор, заведующий кафедрой высшей математики Томского государственного архитектурно-строительного университета.

### References

1. Noskova, N. I. & Mulyukov, R. R. (2003). Submicrocrystalline and nanocrystalline metals and alloys. *UrO RAN, Yekaterinburg*. P. 279. (In Russ.).
2. Valiev, R. Z. & Alexandrov, I. V. (2007). Bulk nanostructured metallic materials. *Akademiya, Moscow*. P. 397. (In Russ.).
3. Valiev, R. Z., Zhilyaev, A. P. & Langdon, T. J. (2017). Bulk nanostructured materials: fundamental foundations and applications. *Eco-Vector, St. Petersburg*. P. 479. (In Russ.).
4. Kardashev, B. K., Narykova, M. V., Betekhtin, V. I. & Kadomtsev, A. G. (2019). Effect of severe plastic deformation on elastic properties of Ti and its alloys. *Fizicheskaya mezomekhanika (Physical meso-mechanics)*, 22(3), 71–76. (In Russ.).
5. Wilde, G. & Divinski, S. (2019). Grain Boundaries and Diffusion Phenomena in Severely Deformed Materials. *Mater. Trans.*, 60(7), 1302.
6. Skrotzki, W. (2019). Deformation Heterogeneities in Equal Channel Angular Pressing. *Mater. Trans.*, 60(7), 1331–1343.
7. Kiseleva, S. F., Popova, N. A., Koneva, N. A. & Kozlov, E. V. (2014). Distribution of internal stresses and stored energy density in deformed austenitic steel. *Fundamental'nye problemy sovremennoy materialovedeniya (Basic problems of materials science (BPMS))*, 11(4/2), 557–561. (In Russ.).
8. Gleser, A. M., Kozlov, E. V., Koneva, N. A., Popova, N. A. & Kurzina, I. A. (2017). Plastic Deformation of Nanostructured Materials. CRC

Press, Taylor & Francis Group, London, New York. P. 321.

9. Hirsch, P., Hovey A., Nicholson, R., Pashley, D. & Whelan, M. (1968). Electron microscopy of thin crystals. *Mir, Moscow*. P. 574. (In Russ.).

10. Rybin, V. V. (1986). Large plastic deformations and fracture of metals. *Metallurgiya, Moscow*. P. 224. (In Russ.).

11. Koneva, N. A., Kozlov, E. V., Trishkina, L. I. & Lychagin, D. V. (1990). Long-range stress fields, crystal lattice curvature-twist and plastic deformation stages. *Methods of measurements and results Novye metody v fizike i mekhanike deformiruemogo tverdogo tela (New methods in physics and mechanics of deformable solids)*, Tomsk: TSU, 83–93. (In Russ.).

12. Strunin, B. N. (1967). On the distribution of internal stresses at a random arrangement of dislocations. *Phisika Tverdogo tela (Physics of the Solid State)*, 9(3), 805–812. (In Russ.).

13. Popova, N. A., Nikonenko, E. L., Solovyova, Yu. V. & Starenchenko, V. A. (2021). Influence of equal-channel angular pressing on structural-phase state of technically pure nickel. *Vestnik PNIPU. Mashinostroenie, materialovedenie (Vestnik PNRPU. Engineering, Material Science)*, 23(4), 77–84. (In Russ.).

### Information about the authors

N. A. Popova – PhD, Senior Researcher of the Laboratory of Nanomaterials and Nanotechnologies of the Tomsk State University of Architecture and Building.

E. L. Nikonenko – PhD in Physics and Mathematics, Associate Professor of the Tomsk State University of Architecture and Building; Associate Professor of the National Research Tomsk Polytechnic University.

Yu. V. Solovyova – Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Associate Professor, Head of the Department of Physics, Chemistry, Theoretical Mechanics of the Tomsk State University of Architecture and Building.

V. A. Starenchenko – Doctor of Physics and Mathematics, Professor, Head of the Department of Higher Mathematics of the Tomsk State University of Architecture and Building.

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 17.01.2023; принята к публикации 01.02.2023.

The article was received by the editorial board on 14 Nov. 22; approved after reviewing 17 Jan. 23; accepted for publication 01 Feb. 23.