

Влияние равноканального углового прессования на структурно-фазовое состояние технически чистого никеля / Н.А. Попова, Е.Л. Никоненко, Ю.В. Соловьева, В.А. Старенченко // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2021. – Т. 23, № 4. – С. 77–84. DOI: 10.15593/2224-9877/2021.4.09

Popova N.A., Nikonenko E.L., Solov'eva Yu.V., Starenchenko V.A. Influence of equal-channel angular pressing on the structural-phase state of technically pure nickel. *Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science*, 2021, vol. 23, no. 4, pp. 77–84. DOI: 10.15593/2224-9877/2021.4.09

ВЕСТНИК ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение
Т. 23, № 4, 2021
Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science
<http://vestnik.pstu.ru/mm/about/inf/>

DOI: 10.15593/2224-9877/2021.4.09
УДК 669.35:539.214

Н.А. Попова, Е.Л. Никоненко, Ю.В. Соловьева, В.А. Старенченко

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия

**ВЛИЯНИЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ
СОСТОЯНИЕ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО НИКЕЛЯ**

Методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии проведены исследования структурно-фазового состояния ультрамелкозернистого никеля, полученного путем деформации равноканальным угловым прессованием. При равноканальном угловом прессовании образцы подвергались сдвиговой деформации путем сжатия по двум пересекающимся под углом 120° каналам равного диаметра при температуре $T = 400^\circ\text{C}$ без промежуточных отжигов. Число проходов соответствовало $N = 4$. Проведено изучение зеренной структуры. В соответствии с характером дислокационной структуры зерна были классифицированы на три типа: 1) бездислокационные зерна – самые мелкие зерна, не обладающие субструктурой (в них практически отсутствуют дислокации), 2) более крупные зерна, содержащие хаотически распределенные дислокации или сетчатую субструктуру, и 3) самые крупные зерна с ячеистой или фрагментированной субструктурой. Все зерна анизотропны. Для каждого типа зерен, а также для материала в целом построены распределения для продольных и поперечных размеров зерен. В зернах каждого типа, а также в среднем по материалу рассчитана средняя величина скалярной плотности дислокаций. Самая высокая величина скалярной плотности дислокаций оказалась в зернах второго типа. Установлено, что равноканальное угловое прессование привело к образованию в ультрамелкозернистом никеле стабильных (NiO и Ni_2O_3) и метастабильных (Ni_4N и Ni_3C) вторых фаз. Доказано, что частицы вторых фаз обладают нанометрическим размером и локализуются внутри (Ni_2O_3), на границах (Ni_4N , Ni_3C) зерен, а также в их стыках (NiO). Расположенные на границах и в стыках зерен они препятствуют перемещению границ и тем самым стабилизируют структуру ультрамелкозернистого никеля.

Ключевые слова: УМЗ-никель, интенсивная пластическая деформация (ИПД), равноканальное угловое прессование (РКУП), зерно, граница, фаза, частица, структура, дислокация, скалярная плотность дислокаций, распределение.

N.A. Popova, E.L. Nikonenko, Yu.V. Solov'eva, V.A. Starenchenko

Tomsk State University of Architecture and Building, Tomsk, Russian Federation

**INFLUENCE OF EQUAL-CHANNEL ANGULAR PRESSING
ON THE STRUCTURAL-PHASE STATE OF TECHNICALLY PURE NICKEL**

The structural-phase state of ultrafine grained nickel obtained by equal-channel angular pressing deformation was investigated by the method of transmission electron microscopy. At equal-channel angular pressing the samples were subjected to shear deformation by compression along two intersecting 1200 channels of equal diameter at temperature $T = 400^\circ\text{C}$ without intermediate annealing. The number of passes corresponded to $N = 4$. The study of the grain structure was carried out. According to the dislocation structure, the grains were classified into three types: 1) dislocation-free grains - the smallest grains without substructure (they have practically no dislocations), 2) larger grains containing chaotically distributed dislocations or a net substructure, and 3) the largest grains with a cellular or fragmented substructure. All grains are anisotropic. For each type of grain, as well as for the material as a whole, distributions for longitudinal and transverse grain sizes are constructed. The average value of the scalar dislocation density was calculated for each type of grain and for the material as a whole. The highest value of scalar dislocation density was found in the grains of the second type. It was found that equal-channel angular pressing resulted in the formation of stable (NiO and Ni_2O_3) and metastable (Ni_4N and Ni_3C) second phases in ultrafine grained nickel. It has been proved that the particles of the second phases have nanometer size and are localized inside (Ni_2O_3), at the boundaries of (Ni_4N , Ni_3C) grains, as well as in their junctions (NiO). Located on the boundaries and at the joints of the grains, they prevent the movement of the boundaries and thus stabilize the structure of ultrafine-grained nickel.

Keywords: UFG-nickel, severe plastic deformation (SPD), equal channel angular pressing (ECAP), grain, boundary, phase, particle, structure, dislocation, scalar dislocation density, distribution.

Введение

В последнее время большое внимание уделяется зеренной и дислокационной структурам металлов и сплавов с ультрамелким размером зерен (УМЗ). Для металлических материалов установлено, что измельчение размера зерна позволяет в значительной мере улучшить их прочностные характеристики, такие как предел текучести и предел прочности [1–17]. Известно, что измельчение размера зерен может достигаться интенсивной пластической деформацией (ИПД). Это может быть многократное сжатие и прессование, прокатка, гидроэкструзия. К ИПД относится и равноканальное угловое прессование (РКУП) [1–4, 8, 13, 14, 16, 17]. С использованием этого метода удается получать УМЗ-материалы. Причем объемы получаемых образцов таковы, что позволяют не только исследовать свойства этих материалов, но и изготавливать из них небольшие детали.

Структура УМЗ-материалов может быть стабилизирована наноразмерными частицами вторых фаз, расположенных на границах и в стыках зерен [16, 18–20]. В однофазных, так называемых чистых УМЗ-металлах, частицы вторых фаз нередко возникают в ходе ИПД [21–24]. В ходе ИПД дислокации активно захватывают примеси замещения и особенно внедрения и выносят их на границы. Большое количество точечных дефектов и общая высокая плотность других дефектов ускоряют диффузионные процессы. Сильно деформированный металл дополнительно захватывает примеси из окружающей атмосферы. Вследствие этого в ходе ИПД в УМЗ-материалах формируются частицы вторых фаз, как равновесные диаграммные, так и метастабильные. Расположенные на границах и в стыках зерен эти частицы препятствуют перемещению границ и тем самым участвуют в формировании УМЗ-структуры [18] и повышают температурный порог ее рекристаллизации [25].

Таким образом, УМЗ-металлы и сплавы, полученные путем ИПД, обладают сложной внутренней структурой, методы исследования которой не являются простыми, а результаты – не всегда однозначными. Эта сложная структура УМЗ-материалов часто не учитывается в работах, выполненных разными авторами.

Проблема определения истинного размера зерна является достаточно сложной. На результаты, полученные методом рентгеноструктурного анализа, значительное влияние оказывают внутренние поля напряжений, присутствующие в УМЗ-материалах. Трактовка данных электронной микроскопии затруднена из-за сложной структуры зерен УМЗ-металлов, которые могут содержать

внутри ячейки и фрагменты с разнообразными дислокационными границами. Кроме того, исследование дефектной структуры УМЗ-материалов не всегда сопровождается детальными количественными измерениями.

Целью настоящей работы являлось описание основных элементов, формирующих структуру УМЗ-никеля, полученных методом ИПД. Подчеркнем, что это описание является количественным и статистическим.

Материал и методы исследования

Материалом исследования являлись образцы технически чистого никеля, приготовленные методом равноканального углового прессования (РКУП). При РКУП образцы подвергались сдвиговой деформации путем сжатия по двум пересекающимся под углом 120° каналам равного диаметра при температуре 4000°C без промежуточных отжигов. Число проходов соответствовало $N = 4$. Полученные образцы исследовались методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии на тонких фольгах в электронных микроскопах ЭМ-125К с использованием гониометрической приставки и ЭМ-125, обладающим более высокой разрешающей способностью.

Фольги для электронной микроскопии готовили методом электрополировки в специальных режимах, позволяющих получить большие площади для просмотра на контролируемом расстоянии от поверхности образца. Толщина фольги при просмотре в электронном микроскопе составляла $\sim (170 \pm 25)$ нм. Статистическая обработка результатов проводилась по непрерывным участкам образца площадью $\sim 80 \text{ мкм}^2$, содержащей 500–1000 зерен. Среднее увеличение в колонне микроскопа было 40 000–60 000 крат.

Размеры зерен измеряли по стандартной технологии [26], скалярную плотность дислокаций – методом секущей [27]. Поскольку изучение проводилось на технически чистом никеле, большое внимание было уделено фазовому составу, который проводился по изображениям с обязательным использованием микродифракционных картин и темнопольных изображений, полученных в рефлексах соответствующих фаз.

Результаты и их обсуждение

Проведенные исследования показали, что структура зерен, получившихся в результате РКУП, является весьма сложной. На рис. 1, а представлено изображение зеренной структуры УМЗ-никеля после РКУ. Хорошо видно, что зерна по форме являются анизотропными. При среднем

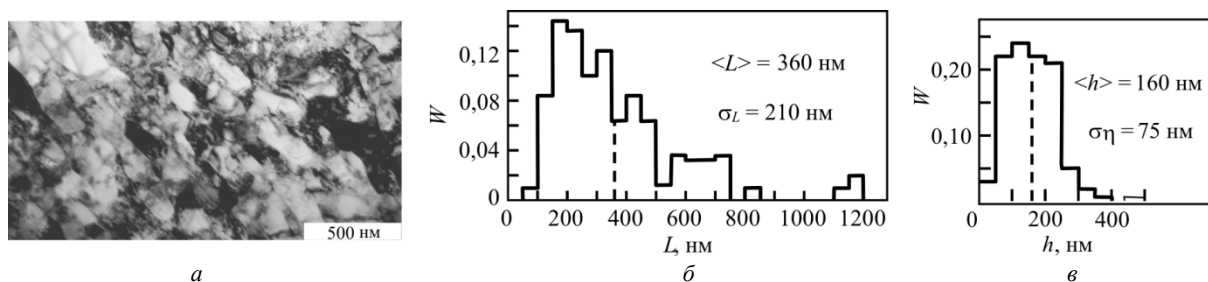


Рис. 1. ПЭМ-изображение (а) и распределения размеров (б – продольного L , в – поперечного h) зерен УМЗ-никеля после РКУП. Пунктирными линиями на рисунке, б и в отмечены средние размеры

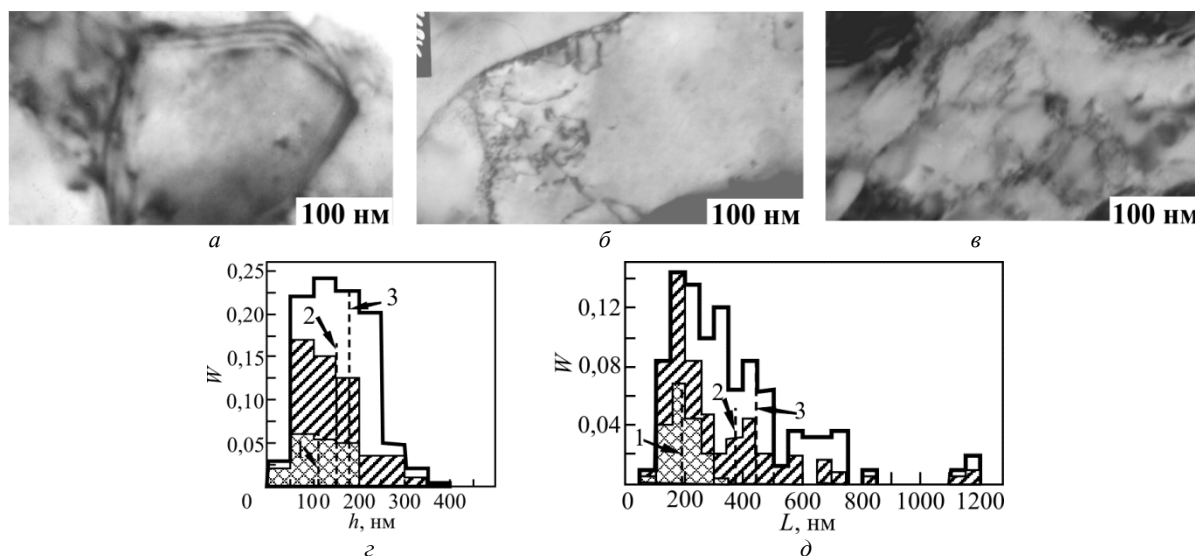


Рис. 2. ПЭМ-изображения трех типов зерен (а – бездислокационных, б – зерен с хаотической дислокационной субструктурой, в – зерен с дислокационными ячейками) и их распределения по размерам (L и h). На рисунке з и д: \otimes – распределения зерен первого, ▨ – второго и \square – третьего типа; пунктирными линиями отмечены их средние размеры

размере зерен (продольный $L = 360$ нм, поперечный $h = 160$ нм) коэффициент анизотропии в среднем составляет величину $K = L/h = 2.3$. Распределения зерен по размерам (L и h) для УМЗ-никеля после РКУП приведены на рис. 1, б, в. Из распределений видно, что величины продольных размеров L простираются от 500 нм до 1,2 мкм с дисперсией, равной 210 нм, величины поперечных размеров h – от десятков нанометров до 500 нм с дисперсией, равной 75 нм.

При более детальном изучении зеренной структуры УМЗ-никеля после РКУП, в соответствии с характером дислокационной структуры, которая в них наблюдается, можно выделить три типа зерен: 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 зерен приведены на рис. 2, а–в. На этом же рисунке представлены распределения длины (рис. 2, з) и ширины (рис. 2, д), на которых

на общем виде распределений выделены зерна всех присутствующих типов. Хорошо видно, что зерна первого типа (бездислокационные зерна) являются самыми мелкими зернами. Величины продольных размеров L простираются от 20 до 350 нм, величины поперечных размеров h – от самых мелких до 200 нм. В зернах второго типа, в которых присутствуют дислокации, либо расположенные хаотически, либо образующие сетчатую субструктуру, интервал продольных размеров зерен простирается от 100 нм до 1,2 мкм, интервал поперечных размеров – от 50 до 400 нм. Зерна третьего типа, зерна с ячеистой или фрагментированной субструктурой, как видно из рис. 2, з–д, являются самыми крупными. Интервал их продольных размеров простирается от 200 нм до 1,2 мкм, интервал поперечных размеров – от самых мелких до 400 нм. Средний продольный размер зерен первого типа составляет (190 ± 30) нм, зерен второго типа – (370 ± 120) нм и зерен третьего типа – (440 ± 100) нм. Средний поперечный размер зерен первого типа – (110 ± 25) нм, зерен второго типа – (160 ± 35) нм и зерен третьего типа – (180 ± 30) нм.

Основные характеристики фаз в УМЗ-никеле после РКУП

Фаза	Тип кристаллической решетки	Пространственная группа	Параметры кристаллической решетки
Ni	Кубическая (ГЦК)	Fm3m	$a = 0,3524$
Ni ₄ N	Кубическая	Pm3m	$a = 0,375$
Ni ₃ C	Гексагональная	R3c	$a = 0,4533; c = 1,920$
NiO	Кубическая	Fm3m	$a = 0,419$
Ni ₂ O ₃	Гексагональная		$a = 0,461; c = 0,561$

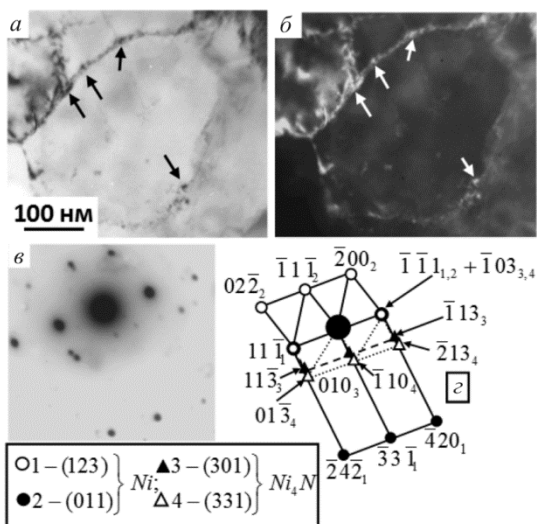


Рис. 3. Выделение частиц Ni₄N по границам зерен УМЗ-никеля: а – светопольное изображение; б – темнопольное изображение, полученное в рефлексах $[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$ Ni + $[\bar{1}03]$ Ni₄N; в – микродифракционная картина; г – ее индцированная схема. Частицы Ni₄N на рисунке а отмечены черными стрелками, на рисунке б – белыми

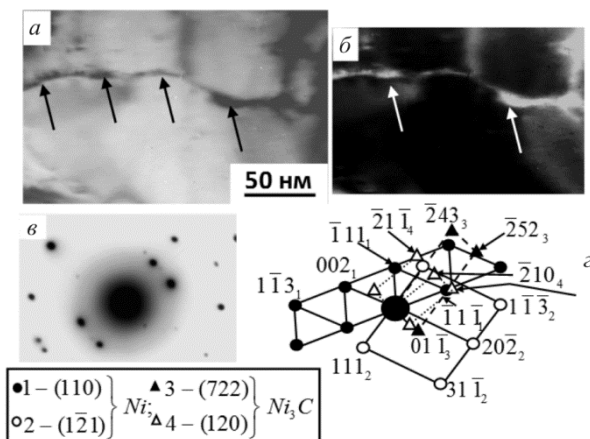


Рис. 4. Выделение частиц Ni₃C по границам зерен УМЗ-никеля (а); темнопольное изображение, полученное в близко расположенных рефлексах $[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$ Ni и $[\bar{2}1\bar{1}]$ Ni₃C (б); микродифракционная картина (в) и ее индцированная схема (г). Частицы Ni₃C на рисунке а отмечены черными стрелками, на рисунке б – белыми

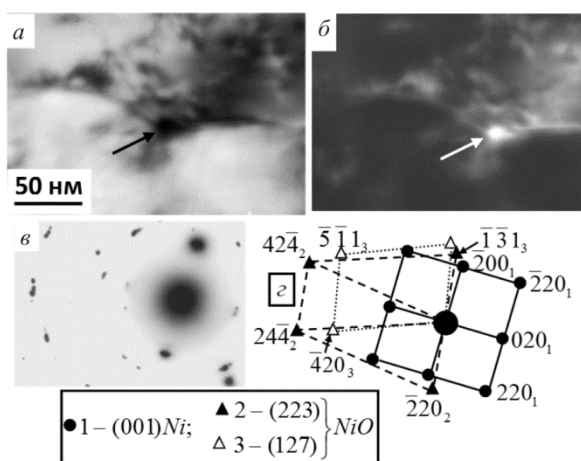


Рис. 5. Частицы NiO в стыках зерен УМЗ-никеля (а); темнопольное изображение, полученное в близко расположенных рефлексах $[\bar{2}00]$ (Ni) и $[\bar{1}\bar{3}\bar{1}]$ фазы NiO (б); микродифракционная картина (в) и ее индцированная схема (г). Частицы NiO на рисунке а отмечены черными стрелками, на рисунке б – белыми

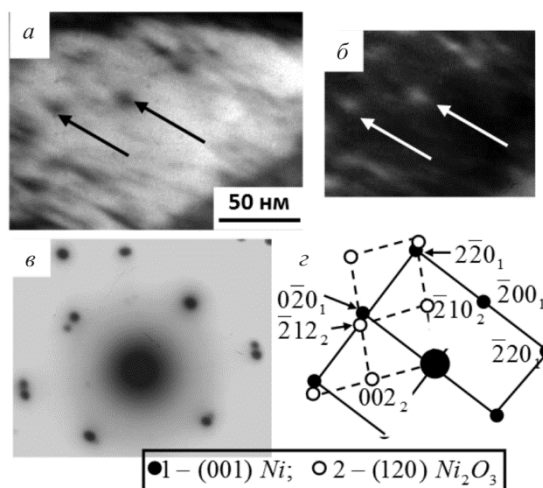


Рис. 6. Выделение частиц фазы Ni₂O₃ внутри зерен Ni (а); темнопольное изображение, полученное в близко расположенных рефлексах $[0\bar{2}0]$ Ni и $[\bar{2}12]$ Ni₂O₃ (б); микродифракционная картина (в) и ее индцированная схема (г). Частицы Ni₂O₃ на рисунке а отмечены черными стрелками, на рисунке б – белыми

Такая структура зерен и распределений их размеров обусловлена методом приготовления наноструктурного поликристаллического агрегата [4]. В некоторый момент деформация оказывается преванной, поэтому в структуре присутствуют бездислокационные мелкие зерна и зерна средних размеров с развивающейся дислокационной структурой. Самые крупные зерна содержат ячейки, которые постепенно в ходе деформации превращаются во фрагменты, т.е. в субзерна, ограниченные малоугловыми границами. Последние при дальнейшей деформации превращаются в новые нанозерна. Таким образом, функция распределения нанозерен по размерам предполагает механизм их образования в ходе интенсивной пластической деформации.

Доля зерен первого типа в объеме материала составляет величину, равную 22 %, второго типа – 10 % и третьего типа – 68 %. Иными словами, после проведенной РКУП зеренная структура УМЗ-никеля – это в основном зерна с ячеистой или фрагментированной субструктурой.

Проведенные измерения скалярной плотности дислокаций ρ в каждом типе зерен показали, что наибольшей величиной ρ обладают зерна, содержащие хаотически распределенные дислокации или сетчатую субструктуру (зерна второго типа). В этих зернах средняя величина скалярной плотности дислокаций составляет $\langle \rho \rangle = 3,9 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. В зернах с ячеистой или фрагментированной субструктурой (зерна третьего типа) величина $\langle \rho \rangle = 1,4 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. А в зернах первого типа – только лишь $3 \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$. Средняя величина скалярной плотности дислокаций в УМЗ-никеле после РКУП составляет $1,3 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

Особенностью структуры УМЗ-никеля после РКУП является наличие нанометрических частиц вторых фаз. Это фазы: Ni_4N , Ni_3C , NiO и Ni_2O_3 . Основные характеристики фаз приведены в таблице.

Образованные частицы на порядки меньше, чем размеры зерен. Локализуются эти частицы на границах и в стыках зерен, а также внутри зерен. Было установлено, что на границах зерен образуются частицы двух фаз, а именно Ni_4N и Ni_3C . Частицы фазы Ni_4N (см. таблицу) обладают округлой формой, их средний размер $\sim 5\text{--}8$ нм. ПЭМ-изображение, микродифракционная картина, ее индцированная схема и темнопольное изображение, полученное в рефлексе фазы Ni_4N , приведены на рис. 3. Частицы фазы Ni_3C (см. таблицу), также располагающиеся по границам зерен, обладают пластинчатой формой, а их средний размер составляет 10×80 нм. Подтверждающий пример наблюдения частиц этой фазы приведен на рис. 4.

В стыках зерен присутствуют частицы фазы NiO (рис. 5). Форма этих частиц близка к округлой,

их размер – от 15 до 25 нм. Частицы фазы Ni_2O_3 находятся внутри зерен, преимущественно на дислокациях. Это частицы округлой формы, размер которых не превышает 8 нм (рис. 6).

Образование наноразмерных частиц вторых фаз связано с методом приготовления УМЗ-никеля. Частицы этих фаз возникают в УМЗ-никеле вследствие взаимодействия окружающей атмосферы с никелем, который подвергается ИПД. В процессе ИПД такие элементы, как N, O, C, захватываются поверхностью, активированной деформацией, и затем скользящими дислокациями выносятся внутрь материала, где в дальнейшем диффузионным путем образуют частицы. При этом образуются как стабильные (NiO и Ni_2O_3), так и метастабильные (Ni_4N и Ni_3C) фазы. Расположенные на границах и в стыках зерен, они препятствуют перемещению границ и тем самым стабилизируют УМЗ-структуру.

Заключение

Проведенные исследования зеренной структуры УМЗ-никеля, полученного методом РКУП, показали, что в соответствии с характером дислокационной структуры зерна можно классифицировать на три типа: 1) самые мелкие зерна – не обладающие субструктурой (бездислокационные зерна), 2) более крупные – содержащие хаотически распределенные дислокации или сетчатую субструктуру и 3) самые крупные – с ячеистой или фрагментированной субструктурой. Все зерна анизотропны. Установлено, что после проведенной РКУП зеренная структура УМЗ-никеля – это в основном, зерна с ячеистой или фрагментированной субструктурой. 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).

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FEMN-2020-0004).

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Список литературы

1. Носкова Н.И., Мулюков Р.Р. Субмикроструктурные и нанокристаллические металлы и сплавы. – Екатеринбург: Изд-во УрО РАН, 2003. – 279 с.
2. Валиев Р.З., Александров И.В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. – М.: Логос, 2000. – 272 с.
3. Структура и сопротивление деформированию ГЦК ультрамелкозернистых металлов и сплавов /

Э.В. Козлов, Н.А. Конева, А.Н. Жданов [и др.] // Физическая мезомеханика. – 2004. – Т. 7, № 4. – С. 93–113.

4. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы. – М.: ИКЦ Академкнига, 2007. – 397 с.

5. Малыгин Г.А. Пластичность и прочность микро- и нанокристаллических материалов (обзор) // ФТТ. – 2007. – Т. 49, № 6. – С. 961–982.

6. Structure, phase composition, and microhardness of carbon steels after high-pressure torsion / A.A. Mazilkin, V.B. Straumal, S.G. Protasova [et al.] // J. of Materials Science. – 2008. – Vol. 43, no. 11. – P. 3800–3805.

7. Усталостная прочность аустенитной стали X18H10T после равноканального углового прессования / В.Ф. Тереньтьев, С.В. Добаткин, Д.В. Просвирнин [и др.] // Деформация и разрушение материалов. – 2008. – № 10. – С. 30–38.

8. Андриевский Р.А., Глезер А.М. Прочность наноструктур // Успехи физических наук. – 2009. – Т. 179, № 4. – С. 337–358.

9. Структура и механические свойства низкоуглеродистой ферритно-перлитной стали 10Г2ФТ после интенсивной пластической деформации и последующих высокотемпературных отжигов / Е.Г. Астафурова, Г.Г. Захарова, Е.В. Найденин [и др.] // Физическая мезомеханика. – 2010. – Т. 13, № 4. – С. 91–101.

10. Edalati K., Horita Z. Processing sheets and wires by continuous high-pressure torsion // Reviews on Advanced Materials Science. – 2012. – Vol. 31. – P. 5–11.

11. Microstructure, texture and mechanical properties of aluminum processed by high-pressure tube twisting / M. Arzaghi, J.J. Fundenberger, L.S. Toth [et al.] // Acta Materialia. – 2012. – Vol. 60. – P. 4393–4408. DOI: 10.1016/j.actamat.2012.04.035

12. Глезер А.М., Шурыгина Н.А. Аморфно-нанокристаллические сплавы. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2013. – 452 с.

13. Concurrent microstructural evolution of ferrite and austenite in a duplex stainless steel processed by high-pressure torsion / Y. Cao, Y.B. Wang, X.H. An [et al.] // Acta Materialia. – 2014. – Vol. 63. – P. 16–29. DOI: 10.1016/j.actamat.2013.09.030

14. Влияние равноканального углового прессования и последующих высокотемпературных отжигов на структуру стали 10Г2ФТ / Э.В. Козлов, Н.А. Конева, Н.А. Попова [и др.] // Многофункциональные конструкционные материалы нового поколения / под общ. ред. В.Е. Громова. – Новокузнецк: Изд. центр СибГИУ, 2015. – С. 121–134.

15. Влияние равноканального углового прессования на структуру и предел текучести стали 10Г2ФТ / Э.В. Козлов, Н.А. Попова, Е.Л. Никоненко [и др.] // Деформация и разрушение материалов. – 2016. – № 3. – С. 10–14.

16. Основы пластической деформации наноструктурных материалов / Э.В. Козлов, А.М. Глезер, Н.А. Конева [и др.]. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2016. – 304 с.

17. Валиев Р.З., Жилиев А.П., Лэнгдон Т.Дж. Объемные наноструктурные материалы: фундаментальные основы и применение. – СПб: Эко-Вектор, 2017. – 479 с.

18. Morris D.G., Morris M.A. Microstructure and strength of nanocrystalline copper prepared by mechanical

alloying // Acta Met. – 1991. – Vol. 39, no. 8. – P. 1763–1770. DOI: 10.1016/0956-7151(91)90144-P

19. Карбиды на границах фрагментов и стабильность фрагментированной субструктуры / Э.В. Козлов, В.В. Ветер, Н.А. Попова [и др.] // Актуальные проблемы прочности. – СПб., 2001. – С. 350–355.

20. Фазовые превращения и разориентировки в ферритно-мартенситной стали при интенсивной пластической деформации / Н.А. Конева, Н.А. Попова, Е.Л. Никоненко, Н.Р. Сизоненко // Изв. РАН. Серия физическая. – 2018. – Т. 82, № 7. – С. 860–863. DOI: 10.1134/S036767651807027X

21. Structure and sources of long-range stress fields in ultrafine-grained copper / E.V. Kozlov, N.A. Popova, Yu.F. Ivanov [et al.] // Annales de Chimie: Science des Materiaux. – 1996. – Vol. 21, no. 6-7. – P. 427–442.

22. Structure and Stability of Ultrafine-Grained Materials. Role of Impurities and Second-Phase Particles / N.A. Koneva, A.N. Zhdanov, L.N. Ignatenko [et al.] // Ultrafine Grained Materials II. – Seattle, Washington: TMS Publications, 2002. – P. 505–514.

23. Substructural and phase transformations during plastic deformations of materials obtained by intensive deformation / N.A. Koneva, E.V. Kozlov, Yu.F. Ivanov [et al.] // Materials Science and Engineering. – 2005. – Vol. A410-411. – P. 341–344. DOI: 10.1016/j.msea.2005.08.114

24. Козлов Э.В., Конева Н.А., Попова Н.А. Зеренная структура, геометрически необходимые дислокации и частицы вторых фаз в поликристаллах микро- и мезоуровня // Физическая мезомеханика. – 2009. – Т. 12, № 4. – С. 93–106.

25. Martin J.W., Doherty R.D., Cantor B. Stability of microstructure in metallic systems. – Cambridge: University Press, 1997. – 426 p.

26. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. – М.: Металлургия, 1970. – 376 с.

27. Электронная микроскопия тонких кристаллов / П. Хирш, А. Хови, Р. Николсон [и др.]. – М.: Мир, 1968. – 574 с.

References

1. Noskova N.I., Muliukov R.R. Submikrokristallicheskie i nanokristallicheskie metally i splavy [Submicrystalline and nanocrystalline metals and alloys]. Ekaterinburg: UrO RAN, 2003, 279 p.

2. Valiev R.Z., Aleksandrov I.V. Nanostruktur-nyye materialy, poluchennyye intensivnoi plasticheskoi deformatsii [Nanostructured materials obtained by severe plastic deformation]. Moscow: Logos, 2000, 272 p.

3. Kozlov E.V., Koneva N.A., Zhdanov A.N. et al. Struktura i soprotivlenie deformirovaniu GTsK ul'tramelkozernistykh metallov i splavov [Structure and deformation resistance of FCC ultrafine grained metals and alloys]. *Fizicheskaya mezomekhanika*, 2004, vol. 7, no. 4, pp. 93–113.

4. Valiev R.Z., Aleksandrov I.V. Ob'emnye nanostrukturnye metallicheskie materialy [Bulk nanostructured metallic materials]. Moscow: IKTs Akademkniga, 2007, 397 p.

5. Malygin G.A. Plastichnost' i prochnost' mikro- i nanokristallicheskih materialov (obzor) [Plasticity and

strength of micro- and nanocrystalline materials]. *FTT*, 2007, vol. 49, no. 6, pp. 961–982.

6. Mazilkin A.A., Straumal B.B., Protasova S.G. et al. Structure, phase composition, and microhardness of carbon steels after high-pressure torsion. *Journal of Materials Science*, 2008, vol. 43, no. 11, pp. 3800–3805.

7. Teren'tev V.F., Dobatkin S.V., Prosvirnin D.V. et al. Ustalostnaia prochnost' austenitnoi stali Kh18Ni10T posle ravnokanal'nogo uglovogo pressovaniia [Fatigue strength of austenitic Cr18Ni10T steel after equal channel angular pressing]. *Deformatsiia i razrushenie materialov*, 2008, on. 10, pp. 30–38.

8. Andrievskii R.A., Glezer A.M. Prochnost' nanostruktur [The strength of nanostructures]. *Uspekhi fizicheskikh nauk*, 2009, vol. 179, no. 4, pp. 337-358.

9. Astafurova E.G., Zakharova G.G., Naidenkin E.V. et al. Struktura i mekhanicheskie svoistva nizkouglerodistoi ferrito-perlitnoi stali 10G2FT posle in-tensivnoi plasticheskoi deformatsii i posleduiushchikh vysokotemperaturnykh otzhigov [Structure and mechanical properties of low-carbon ferrite-perlite steel 10G2FT after severe plastic deformation and subsequent high-temperature annealing]. *Fizicheskaiia mezomekhanika*, 2010, vol. 13, no. 4, pp. 91–101.

10. Edalati K., Horita Z. Processing sheets and wires by continuous high-pressure torsion. *Reviews on Advanced Materials Science*, 2012, vol. 31, pp. 5–11.

11. Arzaghi M., Fundenberger J.J., Toth L.S. et al. Microstructure, texture and mechanical properties of aluminum processed by high-pressure tube twisting. *Acta Materialia*, 2012, vol. 60, pp. 4393–4408. DOI: 10.1016/j.actamat.2012.04.035

12. Glezer A.M., Shurygina N.A. Amorfno-nanokristallicheskie splavy [Amorphous-nanocrystalline alloys]. Moscow: FIZMATLIT, 2013, 452 p.

13. Cao Y., Wang Y.B., An X.H. et al. Concurrent microstructural evolution of ferrite and austenite in a duplex stainless steel processed by high-pressure torsion. *Acta Materialia*, 2014, vol. 63, pp. 16–29. DOI: 10.1016/j.actamat.2013.09.030.

14. Kozlov E.V., Koneva N.A., Popova N.A. et al. Vliianie ravnokanal'nogo uglovogo pressovaniia i posleduiushchikh vysokotemperaturnykh otzhigov na strukturu stali 10G2FT [Effect of equal-channel angular pressing and subsequent high-temperature annealing on the structure of 10G2FT steel]. *Mnogofunktional'nye konstruk-tсионnye materialy novogo pokoleniia*. Ed. V.E. Gromova. Novokuznetsk: Izdatelstvo Tsentr SibGIU, 2015, pp. 121-134.

15. Kozlov E.V., Popova N.A., Nikonenko E.L. et al. Vliianie ravnokanal'nogo uglovogo pressovaniia na strukturu i predel tekuchesti stali 10G2FT [Influence of equal-channel angular pressing on structure and yield strength of 10G2FT steel]. *Deformatsiia i razrushenie materialov*, 2016, no. 3, pp. 10–14.

16. Kozlov E.V., Glezer A.M., Koneva N.A. et al. Osnovy plasticheskoi deformatsii nanostruk-turmykh materialov [Fundamentals of Plastic Deformation of Nanostructured Materials]. Moscow: FIZMATLIT, 2016, 304 p.

17. Valiev R.Z., Zhiliaev A.P., Lengdon T.Dzh. Ob"emnye nanostrukturnye materialy: fundamental'nye osnovy i primenenie [Bulk Nanostructured Materials:

Fundamentals and Applications]. Saint-Petersburg: Eko-Vektor, 2017, 479 p.

18. Morris D.G., Morris M.A. Microstructure and strength of nanocrystalline copper prepared by mechanical alloying. *Acta Met.*, 1991, vol. 39, no. 8, pp. 1763–1770. DOI: 10.1016/0956-7151(91)90144-P.

19. Kozlov E.V., Veter V.V., Popova N.A. Karbidy na granitsakh fragmentov i stabil'-nost' fragmentirovannoi substrukturny [Fragment boundary carbides and stability of fragmented substructure]. *Aktual'nye problemy prochnosti*, 2001, pp. 350–355.

20. Koneva N.A., Popova N.A., Nikonenko E.L., Sizonenko N.R. Fazovye prevrashcheniia i razorientirovki v ferrito-martensitnoi stali pri intensivnoi plasti-cheskoi deformatsii [Phase transformations and misorientations in ferrite-martensitic steel under severe plastic deformation]. *Izvestiia RAN. Seriia fizicheskaiia*, 2018, vol. 82, no. 7, pp. 860–863. DOI: 10.1134/S036767651807027Kh.

21. Kozlov E.V., Popova N.A., Ivanov Yu.F. et al. Structure and sources of long-range stress fields in ultrafine-grained copper. *Annales de Chimie: Science des Materiaux*, 1996, vol. 21, no. 6-7, pp. 427–442.

22. Koneva N.A., Zhdanov A.N., Ignatenko L.N. et al. Structure and Stability of Ultrafine-Grained Materials. Role of Impurities and Second-Phase Particles. *Ultrafine Grained Materials II*. Seattle, Washington: TMS Publications, 2002, pp. 505–514.

23. Koneva N.A., Kozlov E.V., Ivanov Yu.F. et al. Substructural and phase transformations during plastic deformations of materials obtained by intensive deformation. *Materials Science and Engineering*, 2005, vol. A410-411, pp. 341–344. DOI: 10.1016/j.msea.2005.08.114.

24. Kozlov E.V., Koneva N.A., Popova N.A. Zeren-naia struktura, geometricheski neobkhodimye dislokatsii i chastitsy vtorykh faz v polikristallakh mikro- i mezourovniia [Grain structure, geometrically necessary dislocations and second phase particles in polycrystals of micro- and mesolevels]. *Fizicheskaiia mezomekhanika*, 2009, vol. 12, no. 4, pp. 93–106.

25. Martin J.W., Doherty R.D., Cantor B. Stability of microstructure in metallic systems. Cambridge: University Press, 1997. 426 p.

26. Saltykov S.A. Stereometricheskaiia metallografiia [Stereometric metallography]. Moscow: Metallurgiiia, 1970, 376 p.

27. Khirsh P., Khovi A., Nikolson R. et al. Elektronnaia mikroskopiia tonkikh kristallov [Electron microscopy of thin crystals]. Moscow: Mir, 1968, 574 p.

Получено 18.08.2021

Принято 10.11.2021

Опубликовано 30.12.2021

Сведения об авторах

Попова Наталья Анатольевна (Томск, Россия) – кандидат технических наук, старший научный сотрудник лаборатории наноматериалов и нанотехнологий Томского государственного архитектурно-строительного университета, e-mail: natalya-porova-44@mail.ru.

Никоненко Елена Леонидовна (Томск, Россия) – кандидат физико-математических наук, доцент, доцент кафедры физики, химии, теоретической механики Том-

ского государственного архитектурно-строительного университета, e-mail: vilatomsk@mail.ru.

Соловьева Юлия Владимировна (Томск, Россия) – доктор физико-математических наук, доцент, заведующий кафедрой физики, химии, теоретической механики Томского государственного архитектурно-строительного университета, e-mail: j_sol@mail.ru.

Старенченко Владимир Александрович (Томск, Россия) – доктор физико-математических наук, профессор, завкафедрой высшей математики Томского государственного архитектурно-строительного университета, e-mail: star@tsuab.ru.

About the authors

Natalya A. Popova (Tomsk, Russian Federation) – Ph.D. in Technical Sciences, Senior Researcher, Laboratory of Nanomaterials and Nanotechnology, Tomsk State

University of Architecture and Building, e-mail: natalya-popova-44@mail.ru.

Elena L. Nikonenko (Tomsk, Russian Federation) – Ph.D. in Physics and Mathematics Sciences, Associate Professor, Department of Physics, Chemistry, Theoretical Mechanics, Tomsk State University of Architecture and Building, e-mail: vilatomsk@mail.ru.

Julia V. Solovyova (Tomsk, Russian Federation) – Doctor of Physics and Mathematics Sciences, Associate Professor, Head of the Department of Physics, Chemistry, Theoretical Mechanics, Tomsk State University of Architecture and Building, e-mail: j_sol@mail.ru.

Vladimir A. Starenchenko (Tomsk, Russian Federation) – Doctor of Physics and Mathematics, Professor, Head of the Department of Higher Mathematics, Tomsk State University of Architecture and Building, e-mail: star@tsuab.ru.