

## СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 539.4.015;669.715

### ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ ЗАКАЛЕННОГО Al–Zn–Mg–Fe–Ni СПЛАВА В ПРОЦЕССЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ОТЖИГА

© 2020 г. И. Г. Бродова<sup>a, b, \*</sup>, И. Г. Ширинкина<sup>a</sup>, Д. Ю. Распоиенко<sup>a</sup>, Т. К. Акопян<sup>c</sup>

<sup>a</sup>Институт физики металлов УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620108 Россия

<sup>b</sup>ФГАОУ ВО “УрФУ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина”, ул. Мира, 19, Екатеринбург, 620002 Россия

<sup>c</sup>Национальный исследовательский технологический университет “МИСИС”,

Ленинский просп., 4, Москва, 119991 Россия

\*e-mail: brodova@imp.uran.ru

Поступила в редакцию 23.04.2020 г.

После доработки 02.05.2020 г.

Принята к публикации 11.05.2020 г.

С помощью высокоразрешающих методов ПЭМ исследованы эволюция структуры и фазового состава Al–Zn–Mg–Fe–Ni сплава (никалина) в процессе интенсивной пластической деформации сдвигом под высоким квазигидростатическим давлением и отжига. Установлено, что в процессе деформации закаленного сплава образуется субмикроструктурный композит, состоящий из Al матрицы и дисперсных алюминидов разной природы. Резкое измельчение структуры сопровождается фазовыми превращениями, в результате которых растворяются частицы метастабильной фазы Al<sub>3</sub>Zr, а из пересыщенного закалкой и деформацией Al твердого раствора выделяются наноразмерные упрочняющие фазы T (Al<sub>2</sub>Mg<sub>3</sub>Zn<sub>3</sub>) и η' (MgZn<sub>2</sub>). Определено, что при низкотемпературном отжиге (200°C, 4 ч) никалин сохраняет субмикроструктурное состояние за счет барьерного эффекта от дисперсных частиц упрочняющих фаз, закрепляющих границы зерен. Высокотемпературный нагрев до 400°C, 4 ч переводит никалин в перестаренное состояние, которое характеризуется рекристаллизованной матрицей с ростом зерен до 2–3 мкм, эвтектическими алюминидами микронных размеров и частицами стабильных фаз Al<sub>2</sub>Mg<sub>3</sub>Zn<sub>3</sub> и MgZn<sub>2</sub>, размер которых не превышает 500 нм.

**Ключевые слова:** никалин, субмикроструктурная структура, сдвиг под высоким гидростатическим давлением, термическая устойчивость, электронная просвечивающая микроскопия, высокое разрешение, твердость

**DOI:** 10.31857/S001532302009003X

#### ВВЕДЕНИЕ

В последние годы с целью повышения эксплуатационных свойств Al сплавов существенное значение приобретают технологии, в которых комбинируются деформационные и термические обработки материалов [1, 2]. Среди новых и перспективных Al сплавов можно выделить группу никалинов, в которых удачно совмещаются хорошие литейные свойства за счет эвтектической составляющей (Al + Al<sub>9</sub>FeNi) и высокие прочностные свойства за счет дисперсионно-твердеющей матрицы (Al–Zn–Mg–Cu) [3, 4]. Известно, что существует прямая взаимосвязь между свойствами и структурой сплавов, которые можно варьировать в широких пределах деформационно-термической обработкой [5–7]. Так в [5] показано, что хороший баланс механических свойств никалина достигается в листовом прокате после стандартной термической обработки, т.е. измельчение зерна при прокате листа и выделение упрочняющих фаз при старении никалина привели к совместному по-

ложительному эффекту и повышению прочности сплава до 535 МПа при δ = 3%. Дальнейший путь повышения пластичности сплавов может быть связан с созданием еще более дисперсных структурных состояний, например, методами ИПД. Результаты многочисленных работ по ИПД Al-сплавов [8–11] говорят в пользу применения этого метода и для нового поколения сплавов, в частности, никалинов. Анализ результатов исследований в области создания субмикроструктурных никалинов методом кручения под высоким квазигидростатическим давлением (КВД) также выявил перспективность такого подхода [12–14]. В частности, было установлено, что в интервале деформаций ε = 6.0–7.1 в никалине формируется НК- и СМК-состояния, размер зерен субзерен в которых составляет 50–120 нм [12, 13]. Исследование механических свойств СМК-никалина показало, что при испытаниях на растяжение его характеристики (σ<sub>0.2</sub> = 521 МПа, δ = 6–7%) повышаются в 1.4 раза по сравнению с крупно-

кристаллическим аналогом [14]. Учитывая, что никалин относится к термически-упрочняемым сплавам, важным фактором, влияющим на характер образования его структуры при ИПД, является исходный фазовый состав, регулируемый первоначальной термической обработкой сплава. В связи с этим кручению под высоким квазигидростатическим давлением (КВД) подвергали сплавы с разной исходной структурой, сформированной либо при гомогенизационном отжиге [12], либо при последующей закалке в воду [13]. Эти результаты показали, что предыстория образцов влияет на характер и последовательность структурно-фазовых превращений при ИПД, и соответственно, меняет термическую устойчивость и упрочнение СМК никалина при отжиге [13, 14]. Учитывая сложный химический состав сплава, очевидно, что интерметаллидные фазы разного происхождения (эвтектические, упрочняющие) играют важную роль в формировании его структуры и свойств при КВД.

Цель данной работы – изучение морфологических и размерных характеристик структурных составляющих никалина после КВД и отжига с помощью высокоразрешающих методов ПЭМ.

#### МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Объект исследования – высокопрочный никалин, химический состав которого, мас. %: основа – Al, 7.22 Zn, 2.95 Mg, 0.52 Fe, 0.57 Ni, 0.2 Zr, 0.002 Cu. Для получения образцов с СМК-структурой применяли метод кручения под высоким квазигидростатическим давлением дисков диаметром 10 мм. Число оборотов наковальни варьировали от 2.5 до 6.5. Образцы для КВД предварительно подвергали гомогенизационному отжигу с последующей закалкой.

Изотермические отжики деформированных образцов проводили в электропечи ПМ-1.0-7 при температурах 200 и 400°C, время отжига  $\tau$  составляло 4 ч при каждой температуре с охлаждением на воздухе. Микротвердость  $H_V$  измеряли на приборе “ПМТ-3” при нагрузке 0.2 Н (погрешность не превышала 10%). Размеры структурных составляющих (зерен  $\alpha$ -твердого раствора и интерметаллидов) деформированных и отожженных КВД образцов рассчитывали по снимкам, полученным на сканирующем электронном микроскопе “Quanta-200” и электронном просвечивающем микроскопе “JEM-200CX” и “Теснаи G<sup>230</sup> Twin” при ускоряющем напряжении 300 кВ.

Образцы для анализа структуры изготавливали с использованием механического полирования на алмазной суспензии. Финишную полировку проводили на суспензии коллоидного диоксида кремния. Образцы для исследований тонкой структуры изготавливали методом струйной полировки на приборе “Тенрол-5” в растворе 20%-ной азотной кислоты и 80%-ного метанола при температуре – 25°C и напряжении 15–20 В.

#### РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

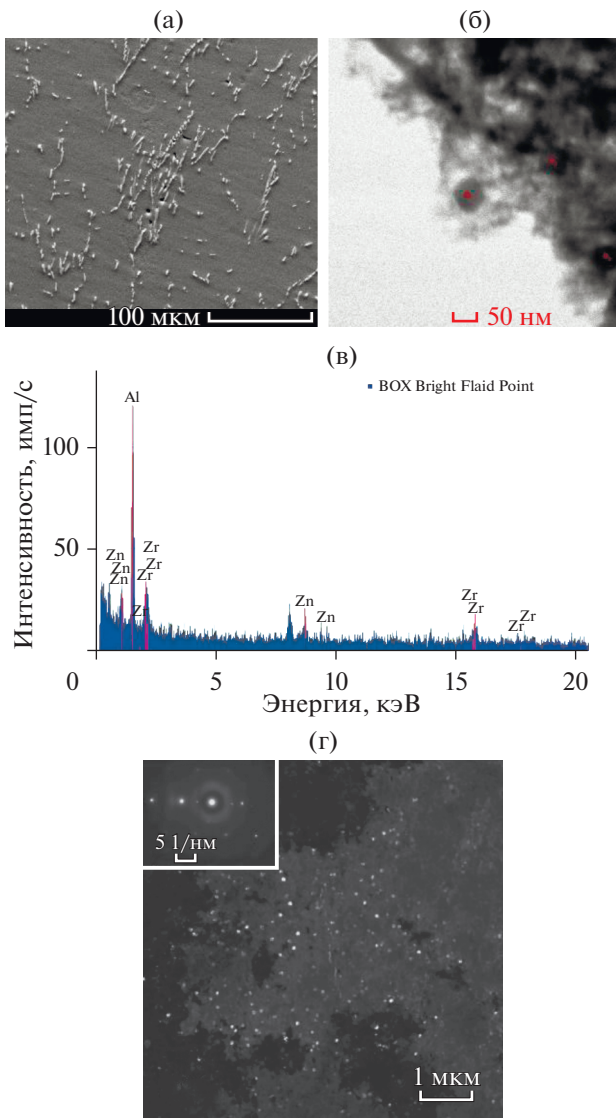
Эволюцию структурно-фазовых превращений в никалине изучали на образцах после КВД с разной величиной деформации, варьируя число оборотов наковальни  $n$ . В [13] описана трансформация структуры матрицы крупнокристаллического (КК) никалина до субмикрокристаллического (СМК) уровня и ее трансформация при отжиге. Согласно данным измерения твердости, СМК-состояние никалина, сформированное в результате КВД, сохраняется при нагреве до  $T \leq 200^\circ\text{C}$ , а нагревы выше  $T = 300\text{--}400^\circ\text{C}$  вызывают постепенную деградацию СМК-структуры. Учитывая разный сценарий эволюции структуры никалина при деформационно-термической обработке, рассмотрим более подробно, какие структурно-фазовые превращения происходят при КВД после нагрева до  $T \leq 200^\circ\text{C}$  и после отжига при  $T = 400^\circ\text{C}$ .

Известно, что сплавы системы Al–Zn–Mg подвержены естественному старению при комнатной температуре. После закалки происходит распад пересыщенного твердого раствора, на начальных стадиях которого образуются зоны Гинье–Престона, обогащенные Zn и Mg [15], которые с увеличением времени выдержки переходят в метастабильные фазы  $T'$  ( $\text{Al}_2\text{Zn}_3\text{Mg}_3$ ) и  $\eta'$  ( $\text{MgZn}_2$ ).

Так как основа никалина относится к той же системе легирования, то очевидно, что при описании структуры никалина после разных обработок (закалка, КВД, отжига) необходимо учитывать эти изменения фазового состава.

Согласно данным СЭМ и ПЭМ, в закаленном состоянии структура никалина состоит из нескольких фаз:  $\alpha$ -фазы (пересыщенного твердого раствора на основе Al) и нескольких интерметаллидных фаз, морфология и размеры которых показаны на рис. 1. На изображениях структуры, полученных с помощью СЭМ, видны длинные пластинки эвтектических алюминидов  $\text{Al}_6\text{FeNi}$  (рис. 1а). На светлом изображении в сканирующем режиме хорошо различаются частицы сферической или кубической формы (рис. 1б). Приведенный на рис. 1в спектр в т. 1 доказывает, что они относятся к фазе  $\text{Al}_3\text{Zr}$ . В объеме зерен фиксируется высокая плотность данных выделений, имеющих кубическую упорядоченную структуру  $L1_2$ , а на соответствующих микродифракционных картинах наблюдаются сверхструктурные рефлексы типа (001), (011) (рис. 1г). Такие дисперсоиды размером 50–70 нм образуются во время изотермической выдержки при температуре закалки за счет распада Al-твердого раствора. Их появление в Al-сплавах, содержащих более 0.1% Zr, неоднократно отмечали в [2, 15]. Объемная доля этой фазы невелика, поэтому она не фиксируется на рентгенограмме. Изменение структуры КК-никалина после КВД ( $n = 4.5$ ) иллюстрируют рис. 2 и 3.

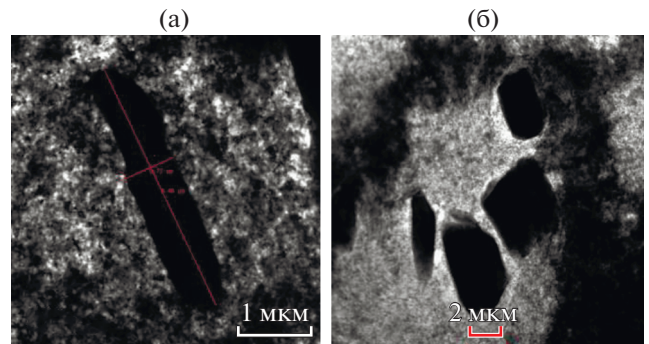
В результате деформации происходит дробление крупных кристаллов эвтектической фазы, и



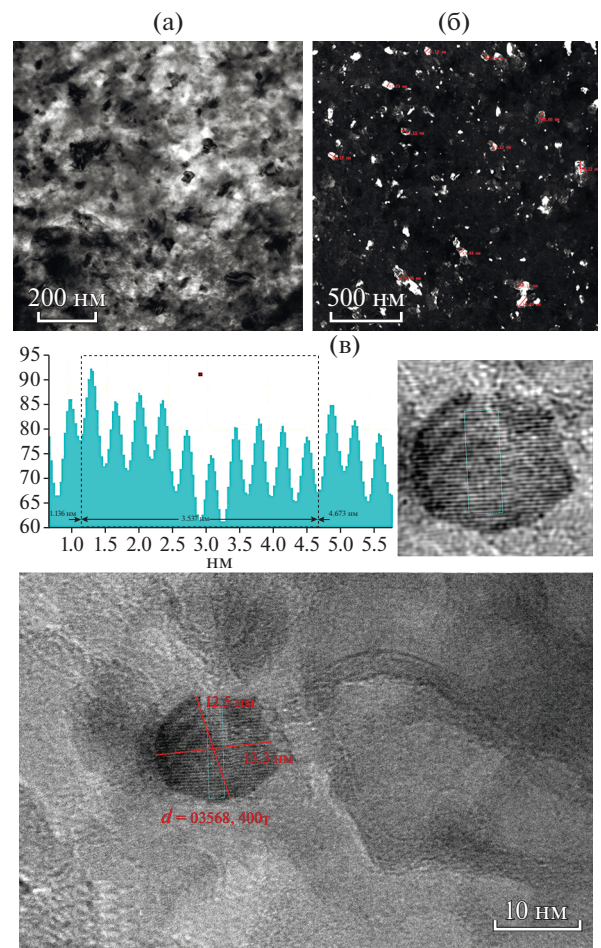
**Рис. 1.** Микроструктура сплава после закалки: а – СЭМ-изображение в режиме отраженных электронов; б – светлопольное изображение в режиме STEM; в – спектр в т. 1; г – темнопольное изображение в сверхструктурном рефлексе  $(110)Al_3Zr$ .

на рис. 2б они визуализируются в форме многоугольников размером 1–2 мкм. Матрица представлена фрагментированной структурой с характерным размером фрагментов 30–100 нм (рис. 3а, 3б). Различный контраст внутри зерен указывает на высокий уровень внутренних напряжений, что согласуется с результатами РСА.

Внутри зерен Al-твердого раствора выявляются высокодисперсные выделения равноосной формы диаметром ~13 нм. Анализ прямого разрешения кристаллической решетки частицы показал, что  $d = 0.3537$  нм (рис. 3в). Это значение  $d$  практически совпадает с межплоскостными расстояниями в решетках фаз  $T$  и  $\eta'$ , а именно  $(400)_T = 0.3567$  нм и  $(400)_{\eta'} = 0.3505$  нм. Так как ча-

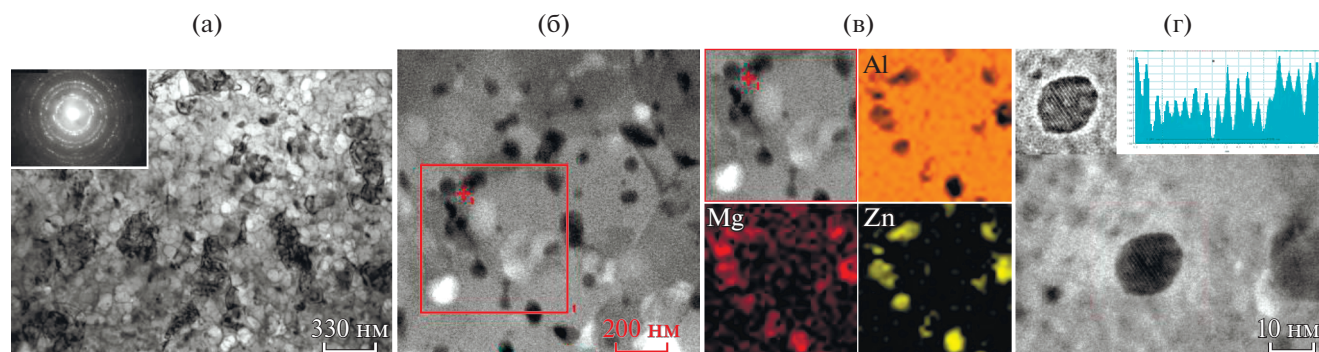


**Рис. 2.** Крупные частицы  $Al_9FeNi$  до (а) и после (б) КВД.



**Рис. 3.** Микроструктура сплава после КВД: а – светлопольное изображение в режиме STEM; б – темнопольное изображение в рефлексе  $(111)Al_1$ ; в – прямое разрешение кристаллической решетки частицы ( $d = 0.3537$  нм), на вставках обратное Фурье преобразование и гистограмма интенсивностей ( $10d = 3.537$  нм).

стицы характеризуются малым размером и небольшой объемной долей, то это не позволяет однозначно идентифицировать состав упрочняющих фаз. При проведении экспериментов деформаци-



**Рис. 4.** Микроструктура сплава после КВД и низкотемпературного отжига 200°C, 4 ч: а – светлопольное изображение с микроэлектрограммой; б – светлопольное изображение частиц в режиме STEM; в – картирование выделений в спектрах различных элементов: Al, Mg, Zn; г – прямое разрешение кристаллической решетки частицы ( $d = 0.3935$  нм), на вставках обратное фурье-преобразование и гистограмма интенсивностей ( $10d = 3.935$  нм).

онную обработку КВД проводили непосредственно после закалки, т.е. в перерыве между операциями могла пройти только начальная стадия естественного старения с образованием кластеров или зон Гинье–Престона (ЗГП), обогащенных Mg и Zn. Наличие большого количества структурных дефектов (вакансий, дислокаций), возникших при КВД, приводит к растворению ЗГП и интенсифицирует последующий распад пересыщенного твердого раствора при деформационном старении. Следовательно, формирование упрочняющих фаз  $T$  и  $\eta'$  связано с распадом пересыщенного Al-твердого раствора, который может происходить как в процессе КВД, так и при вылеживании образцов. Кроме того, в процессе деформации растворяются дисперсоиды  $Al_3Zr$  и Zr переходит в Al-твердый раствор, повышая степень его легирования.

Таким образом, при ИПД резкое измельчение структуры никалина до наноуровня сопровождается двумя фазовыми превращениями – выделением упрочняющих фаз  $T$  и  $\eta'$  и растворением фазы  $Al_3Zr$ . Микротвердость нанокристаллического сплава повышается до 2100 МПа, что на 1500 МПа выше, чем в закаленном состоянии. Из анализа фазово-структурных превращений очевидно, что рост твердости происходит за счет зернограничного и дисперсионного упрочнения сплава.

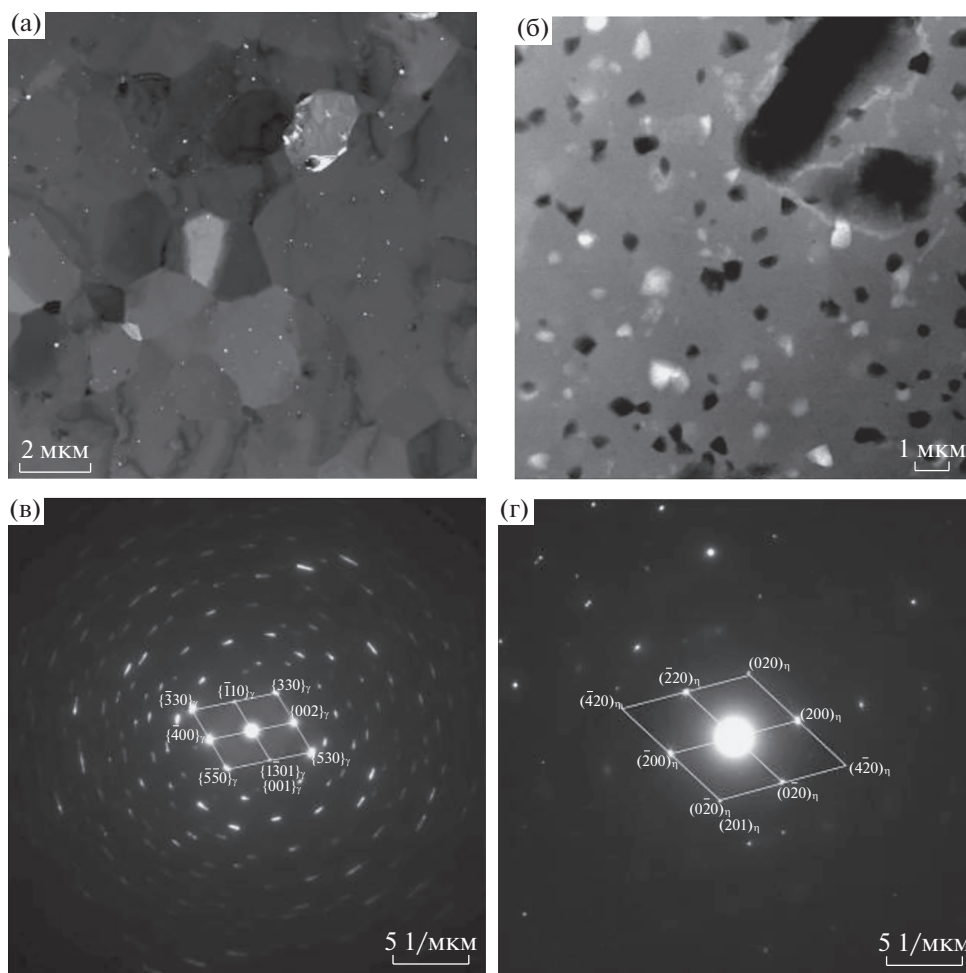
Низкотемпературный отжиг 200°C (4 ч) после КВД сопровождается дальнейшим изменением фазового состава и структуры никалина. Изучение

микроструктуры матрицы показало, что основной структурной составляющей являются смешанная структура с преобладанием рекристаллизованных зерен, сформированных по механизму непрерывной рекристаллизации, средний размер кристаллитов практически не зависит от величины предварительной деформации и составляет 120–150 нм (рис. 4а). Среди равномерной структуры встречаются отдельные более крупные конгломераты зерен с малоугловой разориентировкой. Фазовый состав КВД образцов, отожженных при  $T \leq 200^\circ\text{C}$ , не зависит от режимов деформации и содержит несколько фаз интерметаллидной природы. На рис. 4б показано светлопольное изображение структуры никалина после КВД и низкотемпературного отжига. По границам зерен расположено большое количество крупных частиц овальной формы. Картирование выделений в спектрах различных элементов Al, Mg и Zn показывает, что частицы относятся к фазам  $T$  и  $\eta$  (рис. 4в, табл. 1).

Анализ фазового состава сплава после КВД и его эволюции после низкотемпературного отжига свидетельствует, что при нагреве в результате коалесценции происходит рост образовавшихся в процессе деформационного старения частиц упрочняющей фазы  $T$  и  $\eta$  до 60–100 нм и их выстраивание вдоль границ зерен. Известно, что при ИПД и последующем отжиге возможна сегрегация примесных атомов в границах зерен [16, 17]. В связи с этим выделение фаз по границам зерен облегчается, и в структуре сплава они становятся доминирующими. Важно отметить, что размер частиц (менее 100 нм), благоприятная морфология и дискретный характер их расположения вдоль границ СМК-структуры не должны оказывать охрупчивающий эффект и снижать пластичность никалина. Отсутствие грубых цепочек фазы  $T$  по границам наблюдали при старении КК-никалина, связывая это с влиянием эвтектических фаз на кинетику ста-

**Таблица 1.** Содержание элементов в ат. % (мас. %) в различных точках образца

Точка	Al	Zn	Mg
1, фаза $\eta$	72.1 (58.0)	16.4 (32.6)	11.5 (8.4)
2, фаза $T$	84.8 (77.6)	7.0 (15.6)	8.2 (6.8)
3, фаза $T$	85.2 (75.6)	9.2 (19.9)	5.6 (4.5)
4, фаза $\eta$	76.2 (62.3)	16.2 (32.1)	7.6 (5.6)



**Рис. 5.** Микроструктура сплава после КВД и высокотемпературного отжига 400°C, 4 ч: а – темнопольное изображение в рефлексе  $(200)_{Al_1}$ ; б – темнопольное изображение в режиме STEM; в, г – микроэлектроннограммы с рефлексами фаз Т, ось зоны  $[001]$  (в) и  $\eta$ , ось зоны  $[001]$  (г).

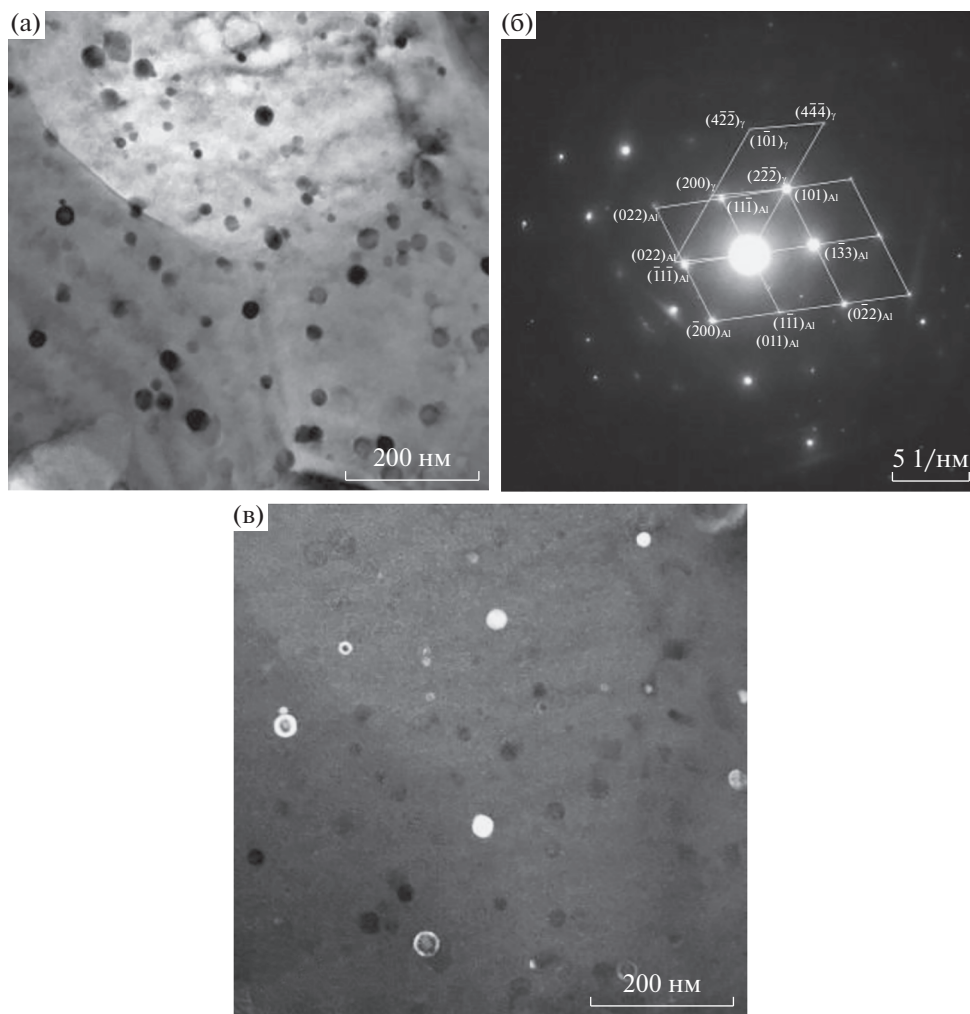
рения [18]. Этот же положительный структурный эффект наблюдается и при старении СМК-сплава.

Наряду с зернограницными выделениями, внутри зерен в процессе искусственного старения появляются высокодисперсные выделения равноосной формы с размерами 15–40 нм (рис. 4г). На основании прямого разрешения решетки частиц  $d = 0.3935$  нм (что близко к  $d(101)\eta = 0.39981$  нм), т.е. эти частицы относятся к фазе  $\eta$ . Результаты ПЭМ подтверждены РСА, согласно которому объемная доля гексагональной фазы  $MgZn_2$  составляет 1.8%. Также на дифрактограмме зафиксированы рефлексы от кубической фазы  $Al_2Zn_3Mg_3$  ( $a = 1.421$  нм) с объемной долей 1.1%.

По данным [4, 18], искусственное старение закаленного никалина по режиму Т6 активно протекает в интервале температур 130–170°C. Для обеспечения максимального эффекта распада твердого раствора и выпадения вторичной фазы Т требуются выдержки (не менее 3-х часов). Как показано ранее по данным измерения микротвердости

[13], предварительная ИПД методом КВД значительно ускоряет процесс распада твердого раствора, который протекает одновременно с термическим разупрочнением сплава. Пик дисперсионного твердения наблюдается в течение одночасового отжига. Увеличение времени до 4-х часов не вызывает падения твердости, сохраняя ее на высоком уровне до 1100 МПа.

Эти результаты свидетельствуют о том, что процессы старения КК- закаленного на твердый раствор сплава и пересыщенного СМК-твердого раствора, образованного при КВД, протекают по разным схемам и меняют кинетику и тип упрочняющих фаз. Так, при старении КК закаленного сплава выпадают частицы упрочняющей Т фазы [4, 15], а при старении СМК-сплава – частицы Т и  $\eta$  фазы. Наличие большого числа дисперсных упрочняющих фаз служит надежным барьером для роста зерен матрицы и обеспечивает термическую устойчивость СМК-структуры.



**Рис. 6.** Дисперсные фазы в структуре никалина после высокотемпературного отжига ( $400^{\circ}\text{C}$ , 4 ч): а – светлопольное изображение в режиме STEM; б – микроэлектронграмма с рефлексами фаз, ось зоны  $[011]_{\text{Al}}$  и  $[011]_{\eta}$ ; в – темнопольное изображение в рефлексе  $(110)_{\text{Al}_3\text{Zr}}$ .

Таким образом, при низкотемпературных отжигах никалина основными постдеформационными процессами являются непрерывная рекристаллизация матрицы с сохранением субмикронных размеров зерна, коагуляция наследуемых после КВД интерметаллидов  $\text{Al}_2\text{Zn}_3\text{Mg}_3$  и старение сохранившегося после КВД частично пересыщенного Al-твердого раствора с выделением наноразмерных частиц  $\text{MgZn}_2$ .

С ростом температуры отжига до  $400^{\circ}\text{C}$  (4 ч) фазовый состав и морфология структурных составляющих деформированных образцов резко меняются. В первую очередь этот режим изотермического отжига влияет на размерную характеристику матрицы. СМК-структура деградирует, и формируется типичная рекристаллизованная структура с пониженной плотностью дислокаций и средним разме-

ром зерна  $\sim 2\text{--}3$  мкм, как показано на темнопольном изображении в рефлексе  $(200)_{\text{Al}}$  (рис. 5а).

Согласно темнопольному изображению в режиме STEM (рис. 5б), в структуре перестаренного сплава присутствуют частицы алюминидов. Их разнообразная форма и размеры свидетельствуют о разной природе. Микроэлектронграммы, полученные от крупных (300–500 нм) частиц, изображенных на рис. 5б, доказывают, что они принадлежат к стабильным фазам  $T$  и  $\eta$  (рис. 5в, 5г). Образование стабильных фаз и их коагуляция являются типичными признаками перестаренного состояния наряду со снижением микротвердости сплава.

Кроме того, вместе с крупными выделениями выявляются мелкие частицы фазы, размер которых не превышает 50–100 нм (рис. 6а). Микродифракция в совместном рефлексе матрицы и этих частиц показывает наличие  $\eta'$ -фазы (рис. 6б). Ло-

гично предположить, что образование дисперсных метастабильных фаз происходит при естественном старении в процессе вылеживания отожженных образцов.

При описании эволюции структуры никалина в процессе деформационно-термической обработки важно отметить цикличность образования дисперсоидов фазы  $Al_3Zr$ . Как уже указано выше, первые выделения фазы образуются в структуре закаленного сплава, затем в процессе КВД они растворяются и легируют матрицу цирконием. Так как пересыщенный Zr Al-твердый раствор стабилен при нагреве до 350–375°C, то его повторный распад наблюдается только при высокотемпературном отжиге никалина. Темнопольное изображение в сверхструктурном рефлексе (110) $Al_3Zr$  доказывает присутствие в структуре дисперсоидов с упорядоченной кубической решеткой  $L1_2$  (рис. 6в).

Микротвердость сплава после деформационно-термической высокотемпературной обработки понижается относительно деформированного СМК состояния на 1000–1500 МПа и становится соизмеримой с микротвердостью закаленного КК-аналога ( $H_V = 600$  МПа).

## ВЫВОДЫ

1. Методами просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения изучена микроструктура и фазовый состав закаленного никалина после интенсивной пластической деформации и отжига.

2. Установлено, что в процессе деформации, на фоне резкого измельчения структуры Al-матрицы и эвтектических алюминидов  $Al_3FeNi$ , происходят фазовые превращения, в результате которых растворяются частицы метастабильной фазы  $Al_3Zr$  и выделяются из пересыщенного закалкой и деформацией Al-твердого раствора наноразмерные упрочняющие фазы  $T$  и  $\eta'$ . Полученный СМК композит имеет высокую твердость  $H_V = 2100$  МПа.

3. Рассмотрена эволюция деформированной структуры сплава при низкотемпературном отжиге (200°C, 4 ч). Определено, что при этом режиме нагрева никалин сохраняет СМК-состояние за счет барьерного эффекта от дисперсных частиц упрочняющих фаз, закрепляющих границы зерен.

4. Высокотемпературный нагрев до 400°C, 4 ч переводит никалин в перестаренное состояние, которое характеризуется рекристаллизованной матрицей с ростом зерен до 2–3 мкм, эвтектическими алюминидами микронных размеров и частицами стабильных фаз  $Al_2Mg_3Zn_3$  и  $MgZn_2$ , размер которых не превышает 500 нм.

5. Обнаружен циклический характер выделения из Al твердого раствора при закалке, растворения при КВД и повторного выделения при отжиге 400°C метастабильных алюминидов циркония с кубической решеткой  $L1_2$ .

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России (тема “Структура”, № АААА-А18-118020190116-6). При частичной финансовой поддержке РФФИ (проект № 18-03-00102). Электронно-микроскопические исследования проведены в ЦКП “Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов” ИФМ УрО РАН.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Елагин В.И., Захаров В.В., Дриц А.М. Структура и свойства сплавов системы Al–Zn–Mg / М.: Металлургия, 1982. 222 с.
2. Елагин В.И., Самарина М.В., Сахаров В.В. Пути улучшения комплекса свойств полуфабрикатов из высокопрочных алюминиевых сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu типа В96Ц-3 // Металловедение и термическая обр. металлов. 2009. № 11. С. 3–9.
3. Белов Н.А., Щербаков М.В., Белов В.Д. О технологичности высокопрочного экономнолегированного никалина  $Al_{26}Ni_{0.5}Zr$  при литье, прокатке и сварке // Цветные металлы. 2011. №12. С. 94–98.
4. Белов Н.А., Белов В.Д., Чеверикин В.В., Мишуков С.С. Экономнолегированные высокопрочные деформируемые никалины – алюминиевые сплавы нового поколения // Изв. вузов. Цветная металлургия. 2011. № 2. С. 49–58.
5. Шуркин П.К., Белов Н.А., Акоюн Т.К., Алабин А.Н., Алещенко А.С., Авксентьева Н.Н. Формирование структуры тонколистового проката из высокопрочного экономнолегированного алюминиевого сплава “Никалин” // ФММ. 2017. Т. 118. № 9. С. 941–949.
6. Акоюн Т.К., Алещенко А.С., Белов Н.А., Галкин С.П. Влияние радиально-сдвиговой прокатки на формирование структуры и механических свойств алюминоматричных композиционных сплавов эвтектического типа Al–Ni и Al–Ca // ФММ. 2018. Т. 119. № 3. С. 254–263.
7. Белов Н.А., Шуркин П.К., Акоюн Т.К. Структура и свойства деформированных полуфабрикатов высокопрочного алюминиевого сплава системы Al–Zn–Mg–Ni–Fe // Цветные металлы. 2016. № 11. С. 98–103.
8. Sabirov I., Murashkin M. Y., Valiev R. Z. Nanostructured aluminium alloys produced by severe plastic deformation: New horizons in development // Mater. Sci. Eng. 2013. A560. P. 1–24.
9. Zhang Y. D., Jin S. B., Trimby P., Liao X. Z., Murashkin M. Y., Valiev R., Sha G. Strengthening mechanisms in an ultrafine-grained Al–Zn–Mg–Cu alloy processed by high pressure torsion at different temperatures // Mater. Sci. Eng. 2019. A752. P. 223–232.
10. Sauvage X., Murashkin M. Yu., Straumal B. B., Bobruk E. V., Valiev R. Z. Ultrafine Grained Structures Resulting from SPD-Induced Phase Transformation in Al–Zn

- Alloys // *Advanced Engineering Materials*. 2015. 17. P. 1821–1827.
11. Крымский С.В., Никулин П.А., Мурашкин М.Ю., Маркушев М.В. Прочность интенсивно пластически деформированного и дисперсноупрочненного Al–Zn–Mg–Cu–Sc–Zr сплава // *Письма о материалах*. 2011. Т. 1. С. 167–170.
  12. Петрова А.Н., Бродова И.Г., Разоренов С.В., Шорохов Е.В., Акоюн Т.К. Механические свойства Al–Zn–Mg–Fe–Ni сплава эвтектического типа при разных скоростях деформации // *ФММ*. 2019. V. 120. № 12. С. 1322–1328.
  13. Shirinkina I.G., Brodova I.G. Annealing-induced structural–phase transformations in an Al–Zn–Mg–Fe–Ni alloy after high pressure torsion // *Phys. Met. Metal*. 2020. V. 121. № 4. P. 344–351.
  14. Brodova I.G., Petrova A.N., Akopyan T.K. The influence of severe plastic deformation on the structure and mechanical properties of eutectic Al–Zn–Mg–Fe–Ni alloy // *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*. 2019. V. 672. 012022. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/672/1/012022>
  15. Рябов Д.К., Колобнев Н.И., Самохвалов С.В., Махсудов В.В. Влияние предварительного естественного старения на свойства сплава 1913 в искусственно состаренном состоянии // *Авиационные материалы и технологии*. 2013. № 2. С. 8–11.
  16. Nurislamova G., Sauvage X, Murashkin M., Islamgaliev R., Valiev R. Nanostructure and related mechanical properties of an Al–Mg–Si alloy processed by severe plastic deformation // *Phil. Magaz. Letters*. 2008. Т. 88. № 6. P. 459–466.
  17. Valiev R.Z., Enikeev N.A., Murashkin M.Yu., Kazykhanov V.U., Sauvage X. One origin of the extremely high strength of ultrafinegrained Al alloys produced by severe plastic deformation // *Scripta Mater*. 2010. Т. 63. № 9. P. 949–952.
  18. Белов Н.А., Наумова Е.А., Акоюн Т.К. Эвтектические сплавы на основе алюминия: новые системы легирования. М.: Издательский дом “Руда и Металлы”, 2016. 256 с.