

Никоненко Е.Л., Сизоненко Н.Р., Попова Н.А. Влияние больших пластических деформаций на фазовый состав и морфологию  $\gamma'$ -фазы жаропрочного сплава на базе Ni–Al // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2021. – Т. 23, № 4. – С. 48–55. DOI: 10.15593/2224-9877/2021.4.06

Nikonenko E.L., Sizonenko N.R., Popova N.A. Influence of large plastic deformations on the phase composition and fine structure of a heat-resistant alloy based on Ni–Al. *Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science*, 2021, vol. 23, no. 4, pp. 48–55. DOI: 10.15593/2224-9877/2021.4.06

---

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

---

DOI: 10.15593/2224-9877/2021.4.06  
УДК 539.2

**Е.Л. Никоненко, Н.Р. Сизоненко, Н.А. Попова**

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия

**ВЛИЯНИЕ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ  
И МОРФОЛОГИЮ  $\gamma'$ -ФАЗЫ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА НА БАЗЕ Ni–Al**

Методами просвечивающей дифракционной и растровой электронной микроскопии проведено исследование фазового состава и структуры сплава на основе Ni–Al–Co в трех состояниях: 1) после направленной кристаллизации (НК) – исходное состояние; 2) НК + деформация при 1200 °С до 70 % сжатием и 3) НК + деформация при 1200 °С до 20 % + отжиг 1280 °С 1 ч + отжиг 950 °С 24 ч. Установлено, что основными фазами во всех состояниях являются  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фазы.  $\gamma$ -Фаза является твердым раствором на основе никеля. Она обладает ГЦК-кристаллической решеткой и ближним атомным порядком в расположении атомов.  $\gamma'$ -Фаза представляет собой упорядоченную  $L1_2$ -фазу. Как правило, эти фазы формируют основную структуру сплава практически во всех суперсплавах. В исследуемом сплаве они присутствуют в виде квазикубидов  $\gamma'$ -фазы, разделенных прослойками  $\gamma$ -фазы. Выполненные в работе измерения позволили классифицировать частицы  $\gamma'$ -фазы на два масштабных уровня:  $\gamma'$ -фаза первого уровня ( $\gamma'_I$ ) – крупные округлые частицы размером 25–35 мкм; второй масштабный уровень  $\gamma'$ -фазы –  $\gamma'$ -фаза второго уровня ( $\gamma'_{II}$ ) – частицы квазикубидной формы размером от 0,25 до 0,6 мкм, находящиеся в двухфазной смеси  $\gamma + \gamma'_{II}$ , которая окружает крупные частицы  $\gamma'_I$ . Наряду с основными фазами обнаружены  $\beta$ -фаза (упорядоченная со сверхструктурой B2) и  $\epsilon$ -фаза (упорядоченная со сверхструктурой  $D0_{24}$ ). Изучено влияние деформации и отжига на объемную долю фаз, а также на размер и форму квазикубидов  $\gamma'$ -фазы. Установлено, что воздействие деформации на структуру иное, чем воздействие деформации и отжига, а именно: деформация и отжиг вызывают большее изменение морфологии квазикубидов  $\gamma'$ -фазы, чем деформация без отжига.

**Ключевые слова:** направленная кристаллизация, деформация, отжиг, фаза, частица, прослойка, доля фаз, никель, алюминий, масштабный уровень.

**E.L. Nikonenko, N.R. Sizonenko, N.A. Popova**

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

**INFLUENCE OF LARGE PLASTIC DEFORMATIONS ON THE PHASE COMPOSITION  
AND FINE STRUCTURE OF A HEAT-RESISTANT ALLOY BASED ON Ni-AL**

The phase composition and structure of an alloy based on Ni–Al–Co in three states have been studied by transmission diffraction and scanning electron microscopy methods: 1) after directional crystallization (DC) – initial state; 2) DC + deformation at 1200 °C to 70% compression and 3) DC + deformation at 1200 °C to 20 % + annealing at 1280 °C for 1 hour + annealing at 950 °C for 24 hours. It was found that the main phases in all states are  $\gamma$ - and  $\gamma'$ - phases. The  $\gamma$ -phase is a nickel-based solid solution. It has an fcc lattice and short-range atomic order in the arrangement of atoms. The  $\gamma'$ -phase is an ordered  $L1_2$  phase. As a rule, these phases form the basic structure of the alloy in almost all superalloys. In the alloy under study, they are present in the form of  $\gamma'$ -phase quasi-cuboids separated by layers of the  $\gamma$ -phase. The measurements carried out in this work made it possible to classify particles of the  $\gamma'$ -phase into two scale levels:  $\gamma'$ -phase of the first level ( $\gamma'_I$ ) – large rounded particles with a size of 25–35 microns; the second scale level of the  $\gamma'$ -phase – the  $\gamma'$ -phase of the second level ( $\gamma'_{II}$ ) – quasi-cuboid particles ranging in size from 0.25 to 0.6  $\mu\text{m}$ , located in a two-phase mixture  $\gamma + \gamma'_{II}$ , which surrounds large particles  $\gamma'_I$ . Along with the main phases, the  $\beta$ -phase (ordered with B2 superstructure) and the  $\epsilon$ -phase (ordered with  $D0_{24}$  superstructure) have been found. The effect of deformation and annealing on the volume fraction of phases, as well as on the size and shape of the quasi-cuboids  $\gamma'$ -phase, has been studied. It was found that the effect of deformation on the structure is different from the effect of deformation and annealing, namely, deformation and annealing cause a greater change in the morphology of the  $\gamma'$ -phase quasi-cuboids than deformation without annealing.

**Keywords:** directional crystallization, deformation, annealing, phase, fraction, interlayer, proportion of phases, nickel, aluminum, scale level.

## Введение

Одним из перспективных направлений в поиске металлических материалов, которые могут работать в экстремальных условиях, является создание сплавов, содержащих интерметаллидные фазы [1–6]. Примером являются суперсплавы на основе  $(\gamma + \gamma')$ -фаз, в которых  $\gamma$ -фаза представляет собой неупорядоченный ГЦК-твердый раствор, а  $\gamma'$  – упорядоченная фаза со сверхструктурой  $L1_2$  [1–6]. Такие сплавы создаются часто на основе Ni и Al, поскольку в системе Ni–Al возможно существование интерметаллических соединений, прежде всего  $Ni_3Al$  [3–12]. В сплавах, где присутствует  $\gamma'$ -фаза, эта фаза являлась упрочняющей. Суперсплавы используются в условиях достаточно высоких температур и должны обладать, в частности, значительным сопротивлением ползучести. Для повышения характеристик ползучести используется легирование различными элементами, такими как Cr, Co, Mo, W, Ta и др. Фазовый состав таких суперсплавов и локализация фаз, образующихся с этими элементами, изучены недостаточно.

Целью настоящей работы явилось изучение фазового и структурного состояний многокомпонентного сплава на основе Ni–Al–Co, изготовленного методом направленной кристаллизации (НК), последующей деформации и подвергнутого отжигам.

## Материал и методы исследования

Материалом исследования являлся сложнoleгированный сплав. Основные элементы сплава: Ni – 48 ат. %, Al – 19 ат. % и Co – 27 ат. %. Основными легирующими элементами были Cr, Ti, Mo и Nb в суммарном количестве около 4 ат. %.

Сплав исследовался в трех состояниях: 1) исходное состояние – после направленной кристаллизации (НК); 2) НК + деформация при 1200 °C до 70 % сжатием и 3) НК + деформация при 1200 °C до 20 % + отжиг 1280 °C 1 ч + отжиг 950 °C 24 ч.

Основными методами исследования являлись: просвечивающая электронная дифракционная микроскопия (ПЭМ) на тонких фольгах и растровая электронная микроскопия (РЭМ).

Резка образцов, подлежащих исследованию, была проведена на электроискровом станке в мягком режиме, который не вносил в материал искажений и дополнительных дефектов. При этом образцы вырезались в направлении, перпендикулярном направлению роста кристалла. Подготовка образцов для исследований включала электролитическую полировку в пересыщенном растворе хромового ангидрида в ортофосфорной кислоте. Электролитическое травление поверхности образ-

цов для их исследования в сканирующем электронном микроскопе проводилось в пене указанного электролита при начальном напряжении 50 В. Изучение тонких фольг выполнялось на просвечивающем электронном микроскопе ЭМ-125 при ускоряющем напряжении 125 кВ и рабочем увеличении в колонне микроскопа 25 000 крат. Исследования поверхности после травления были проведены на сканирующем электронном микроскопе TESLA BS-301 при рабочем увеличении 50–10 000 крат.

Средние размеры структурных элементов и параметры тонкой структуры измерялись по соответствующим микрофотографиям методом секущей [13, 14]. Полученные данные обрабатывались статистически. Фазовый анализ проводился на основе данных, полученных в просвечивающем электронном микроскопе из расшифровки соответствующих микроэлектронограмм и наблюдений в светлых и темных полях высокого разрешения [15].

## Результаты и их обсуждение

Методами просвечивающей дифракционной и растровой электронной микроскопии установлено, что основными фазами во всех состояниях являются  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фазы. Как правило, эти фазы формируют основную структуру сплава практически во всех суперсплавах. В исследуемом сплаве они присутствуют в виде квазикубоидов  $\gamma'$ -фазы, разделенных прослойками  $\gamma$ -фазы. Выполненные в работе измерения позволили классифицировать частицы  $\gamma'$ -фазы на два масштабных уровня:  $\gamma'_I$ -фаза первого уровня ( $\gamma'_I$ ) – крупные округлые частицы размером 25–35 мкм; второй масштабный уровень  $\gamma'$ -фазы –  $\gamma'_II$ -фаза второго уровня ( $\gamma'_II$ ) – частицы квазикубоидной формы размером от 0,25 до 0,6 мкм, находящиеся в двухфазной смеси ( $\gamma + \gamma'_II$ ), которая окружает крупные частицы  $\gamma'_I$ .

Количественный фазовый состав исследуемых сплавов представлен в табл. 1.

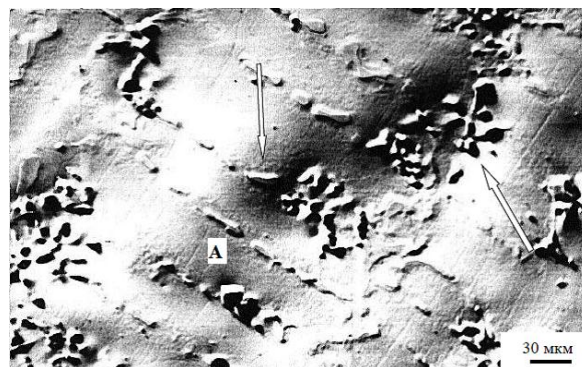


Рис. 1. Изображение структуры сплава после направленной кристаллизации, полученное методом РЭМ. Стрелками указаны крупные частицы  $\gamma'$ -фазы, А – область мелкодисперсной смеси ( $\gamma + \gamma'$ )

Таблица 1

Объемные доли основных фаз в исследуемых образцах

№ п/п	Состояние сплава	Объемные доли фаз, $\delta \pm 0,05$			
		$\gamma'$	$\gamma$	$\beta$	$\epsilon$
1	НК (исходное состояние)	0,78	0,15	0,05	0,02
2	НК + деформация при 1200 °С до 70 % сжатием	0,90	0,08	Нет	0,02
3	НК + деформация при 1200 °С до 20 % + отжиг 1280 °С 1 ч + 950 °С 24 ч	0,79	0,05	Нет	Нет

Таблица 2

Средние размеры частиц  $\gamma'$ -фазы разного уровня и их объемные доли в исследуемых сплавах

№ п/п	Состояние	Частицы $\gamma'$ -фазы I уровня		Частицы $\gamma'$ -фазы II уровня	
		Доля, $\delta \pm 0,05$	$\bar{d} \pm 0,5$ мкм	Доля, $\delta \pm 0,05$	$\bar{d} \pm 0,5$ мкм
1	НК (исходное состояние)	0,22	31,8	0,71	0,26
2	НК + деформация при 1200 °С до 70 % сжатием	0,14	26,2	0,76	0,95
3	НК + деформация при 1200 °С до 20 % + отжиг 1280 °С 1 ч + 950 °С 24 ч	0,10	22,06	0,85	0,57

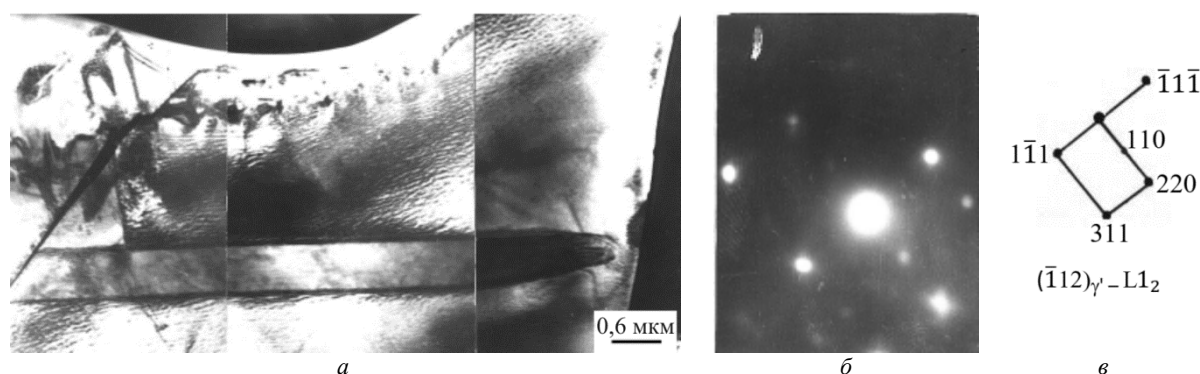


Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение  $\gamma'$ -частицы первого уровня в сплаве, полученном методом направленной кристаллизации: *a* – светлопольное изображение; *б* – микроэлектроннограмма; *в* – ее индцированная схема

Структура сплава в исходном состоянии (состояние 1) представляет собой смесь относительно крупных частиц  $\gamma'$ -фазы и мелкодисперсной смеси ( $\gamma + \gamma'$ ). Было установлено, что крупные частицы являются частицами  $\gamma'$ -фазы первого уровня ( $\gamma'_1$ ). На рис. 1 эти частицы отмечены стрелками. Их средний размер составляет более 30 мкм (табл. 2). Установлено также, что в сплаве присутствует текстура типа  $\langle 001 \rangle$  вдоль оси образца. В соответствии с текстурой на рис. 1 и расположены частицы  $\gamma'$ -фазы первого уровня.

На рис. 2 представлено электронно-микроскопическое изображение структуры  $\gamma'$ -фазы первого уровня после НК (исходное состояние). Хорошо видно, что в частицах  $\gamma'_1$  присутствуют большеугловые границы (см. рис. 2, *a*). Четко выраженные сверхструктурные рефлексы на микроэлектроннограмме (см. рис. 2, *б*) свидетельствуют о высокой степени дальнего порядка в  $\gamma'_1$ . Кроме того, на рис. 2 в основном объеме  $\gamma'_1$  хорошо виден крапчатый контраст, который свидетельствует о

неустойчивом состоянии твердого раствора. Исходя из этого, можно сделать вывод, что  $\gamma'$ -частицы первого уровня находятся в состоянии предраспада.

Изображения тонкой структуры ( $\gamma + \gamma'$ )-смеси для сплава, полученного методом НК, т.е. в исходном состоянии, приведены на рис. 3. В смеси ( $\gamma + \gamma'$ )  $\gamma'$ -фаза присутствует в виде частиц второго уровня (квазикубоидов). На темнопольном изображении, полученном в основном рефлексе  $\gamma'$ -фазы (см. рис. 3, *б*), видны прослойки между квазикубоидами (отмечены стрелками). Квазикубоиды  $\gamma'$ -фазы имеют сверхструктуру  $L1_2$ , о чем свидетельствуют яркие сверхструктурные рефлексы на микроэлектроннограмме.

Мелкодисперсная смесь ( $\gamma + \gamma'$ ) занимает большую часть объема сплава. Доля мелкодисперсной смеси равна 0,71. На границах  $\gamma'$ - и  $\gamma$ -фаз присутствуют дислокации, локальная скалярная плотность дислокаций –  $4 \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$ . В отличие от двухфазной смеси ( $\gamma + \gamma'$ ) с низкой скалярной плотностью дислокаций, в частицах  $\gamma'_1$  скалярная плотность дислокаций

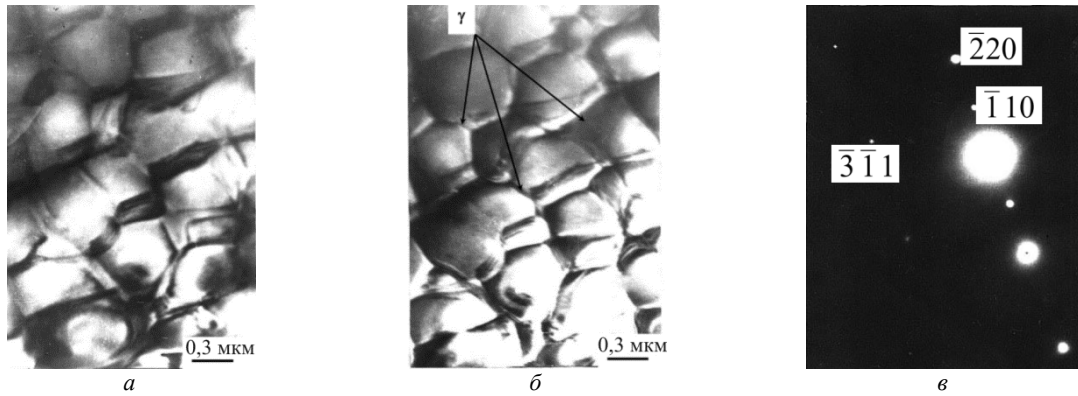


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение тонкой структуры сплава, полученного методом направленной кристаллизации: *a* – светлопольное изображение; *б* – темнопольное изображение, полученное в основном рефлексе  $(\gamma + \gamma')$ -фазы  $[220]$ ; *в* – индцированная микроэлектронграмма: плоскость фольги –  $(114)$   $\gamma$ -фазы (сверхструктура  $L1_2$ )

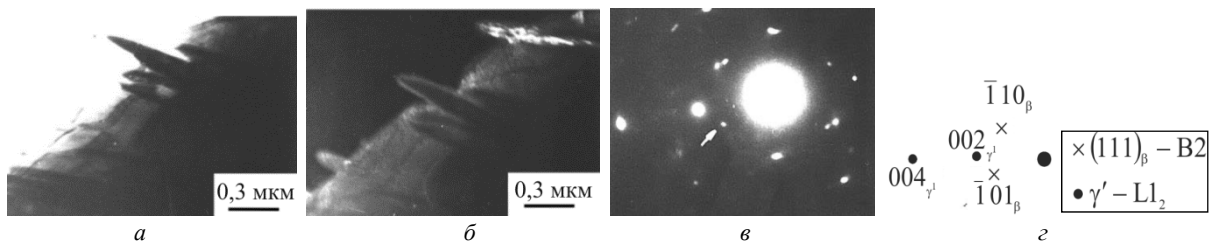


Рис. 4. Электронно-микроскопическое изображение тонкой структуры сплава, полученного методом НК: *a* – светлопольное изображение; *б* – темнопольное изображение в рефлексе  $[101]$   $\beta$ -фазы; *в* – микроэлектронграмма и *г* – ее индцированная схема

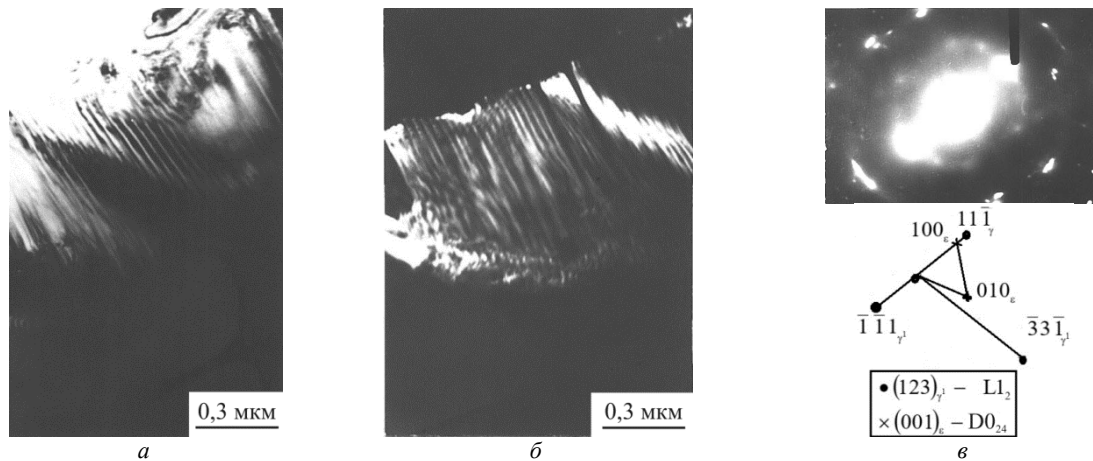


Рис. 5. Электронно-микроскопическое изображение структуры сплава, полученного методом НК: *a* – светлопольное изображение; *б* – темнопольное изображение в рефлексе  $[100]$   $\epsilon$ -фазы; *в* – соответствующая микроэлектронграмма и ее индцированная схема

высокая. Она составляет  $1 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . Есть еще одно основание утверждать, что  $\gamma'$ -фаза первого уровня находится в неравновесном состоянии.

Наряду с основными фазами обнаружена третья фаза –  $\beta$ -фаза. Она наблюдается только в исходном состоянии (см. табл. 1). Эта фаза упорядочена и имеет сверхструктуру B2. Присутствие  $\beta$ -фазы обнаруживается только при исследовании в просвечивающем электронном микроскопе. На

рис. 4 представлены светлопольное и темнопольное изображения  $\beta$ -фазы в сплаве. Она наблюдается в виде игл внутри крупных частиц  $\gamma'$ . На микроэлектронграммах хорошо видны сверхструктурные рефлексы. Сохранение дальнего порядка при мартенситном превращении  $\gamma \rightarrow \beta$  обусловлено механизмом превращения, не вносящем антифазные границы. Такой механизм был предсказан давно и иногда наблюдался [16–21].

В сплаве, полученном методом НК, обнаружена четвертая фаза –  $\epsilon$ -фаза. Она обладает гексагональной плотноупакованной кристаллической решеткой с упорядоченным расположением атомов – сверхструктура  $DO_{24}$ . На рис. 5 представлено изображение этой фазы, полученное с использованием просвечивающего микроскопа. Выделения  $\epsilon$ -фазы имеют пластинчатый вид.

$\epsilon$ -Фаза также образуется из  $\gamma'$ -фазы путем сдвигового превращения. Внутренне она двойникова. Двойникование обусловлено аккомодацией сосуществующих фаз и стремлением системы к минимуму упругой энергии [20–25]. Превращение  $\gamma' \rightarrow \epsilon$  частично сохраняет дальний порядок.

Пластическая деформация после НК значительно увеличивает объемную долю  $\gamma'$ -фазы (состояние 2) (см. табл. 1). Это означает, что по фазовому составу пластическая деформация приближает исследуемый сплав к равновесию [16, 17]. Другое заметное изменение, вызванное пластической деформацией при температуре 1200 °С – уменьшение объемной доли частиц  $\gamma'$ -фазы первого уровня (см. табл. 2). Эти процессы при деформации коррелируют с изменением структуры сплавов при отжигах [16, 17]. Изображение структуры сплавов НК, деформированных при температуре 1200 °С до 70 % сжатием, полученное в сканирующем микроскопе, представлено на рис. 6. Сплавы после деформации имеют поликристаллическую структуру, морфология которой далека от равновесия. Тем не менее по сравнению с исходным состоянием (НК) частицы  $\gamma'_I$  сохранились, хотя их доли и размеры существенно уменьшились (см. табл. 2).

Из рис. 6 видно, что часть областей ( $\gamma + \gamma'$ ) имеют крапчатый контраст. Электронно-микроскопические исследования показали, что этот контраст обусловлен наличием мелкодисперсной смеси ( $\gamma + \gamma'$ ) в сплаве (рис. 7).

Исследования показали, что объемная доля частиц  $\gamma'$ -фазы первого уровня уменьшается, в то же время возрастает объемная доля квазикубоидов второго уровня. Размер частиц  $\gamma'$ -фазы второго уровня в деформированном сплаве увеличился почти в 5 раз по сравнению с исходным состоянием сплава. Изменилась форма этих частиц, они стали более прямоугольными.

Помимо морфологии  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фаз пластическая деформация приводит к изменению фазового состава, а именно: в сплаве исчезла  $\beta$ -фаза, но сохранилась в небольшом объеме  $\epsilon$ -фаза (см. табл. 1).

Структура сплава состояния 3 (НК после деформации и двух отжигов), наблюдаемая в сканирующем микроскопе, приведена на рис. 8.

Как и в сплаве состояния 2 (НК + деформация до 70 %), сплав в состоянии 3 представляет собой поликристаллический агрегат, также присутствуют

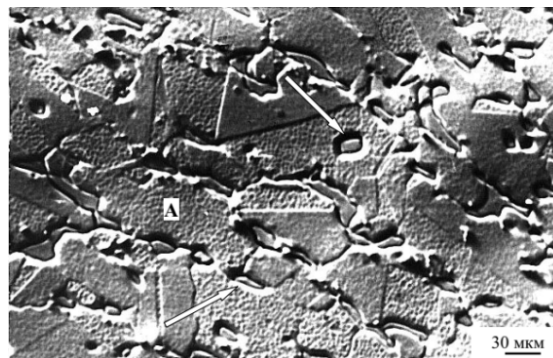


Рис. 6. Изображение структуры сплава НК, деформированного при температуре 1200 °С сжатием до 70 %, полученное в сканирующем микроскопе; стрелками указаны крупные частицы  $\gamma'$ -фазы, А – области мелкодисперсной смеси ( $\gamma + \gamma'$ )

$\gamma'$ -частицы первого уровня ( $\gamma'_I$ ). Однако, в отличие от состояния 2, внутри частиц  $\gamma'_I$  начался распад. Это хорошо видно на рис. 8 (отмечены стрелками). Средние размеры этих частиц и их доля также уменьшаются (см. табл. 2). Анализ фазового состава сплава после НК, деформированного с последующими отжигами (состояние 3), показывает, что фазовое равновесие соответствует температуре 800 °С [16]. В этом случае сплав попадает в двухфазную область ( $\gamma + \gamma'$ ). Деформация и последующие отжиги уменьшают объемную долю частиц  $\gamma'_I$ . Это свидетельствует о стремлении структуры к равновесию по морфологии. Перекристаллизованная доля  $\gamma'$ -фазы, где сохранилась  $\gamma$ -фаза, представляет из себя кубоиды (рис. 9). Судя по данным табл. 2, именно в этой части объема материала происходят изменения.

Так же как и в состоянии после деформации, помимо морфологии  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фаз отжиг влияет на фазовый состав, а именно: в сплаве исчезла  $\epsilon$ -фаза.

### Заключение

Методами просвечивающей дифракционной и растровой электронной микроскопии установлено, что как пластическая деформация, так и пластическая деформация с последующими отжигами влияют на фазовый состав исследуемого сплава.

Установлено, что во всех исследованных образцах объемная доля модификации  $\gamma'_I$  изменяется, а это означает, что данная модификация неустойчива. Меньшая неустойчивость ее проявляется после деформации без последующего отжига, и самая неустойчивая модификация  $\gamma'$ -фазы оказывается  $\gamma'_I$  после предварительной деформации сплава с последующими отжигами. Основной преемницей фазы  $\gamma'_I$  по объемной доле материала является фаза  $\gamma'_{II}$ . Эта модификация более устойчива, и ее объемная доля растет во всех состояниях. Быстрее всего объемную долю модификации  $\gamma'_{II}$  увеличивает отжиг после деформации.

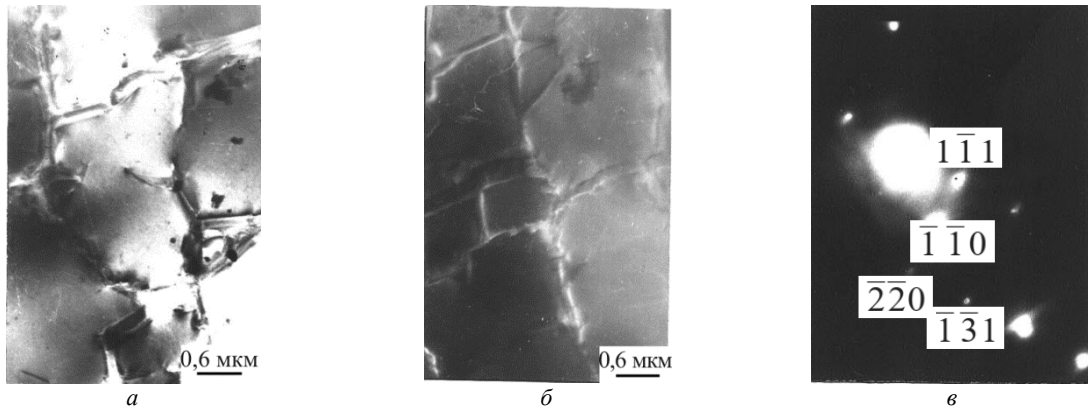


Рис. 7. Электронно-микроскопическое изображение тонкой структуры сплава, полученного методом НК и деформированного при температуре 1200 °С сжатием до 70 %: *a* – светлопольное изображение; *б* – темнопольное изображение  $\gamma$ -фазы, полученное в основном рефлексе  $[1\bar{1}\bar{1}]$ ; *в* – индцированная микроэлектрограмма с соответствующего участка: плоскость фольги –  $(\bar{1}12)$   $\gamma$ -фазы (сверхструктура  $L1_2$ )

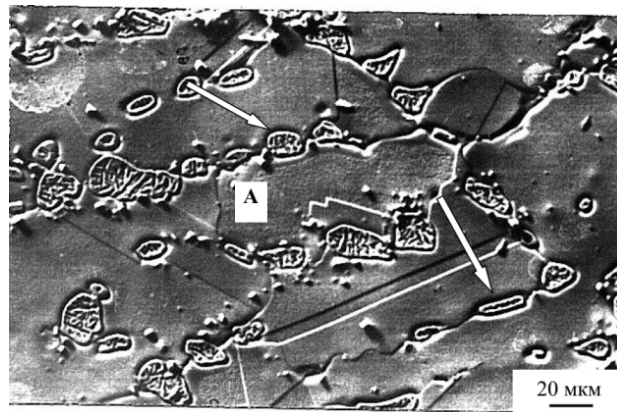


Рис. 8. Изображение структуры сплава в сканирующем микроскопе, полученного методом НК и деформированного при температуре 1200 °С до 20 % и затем отожженного при температурах 1280 °С 1 ч и 950 °С 24 ч. Стрелками указаны крупные частицы  $\gamma$ -фазы, *A* – области мелкодисперсной смеси ( $\gamma + \gamma'$ )

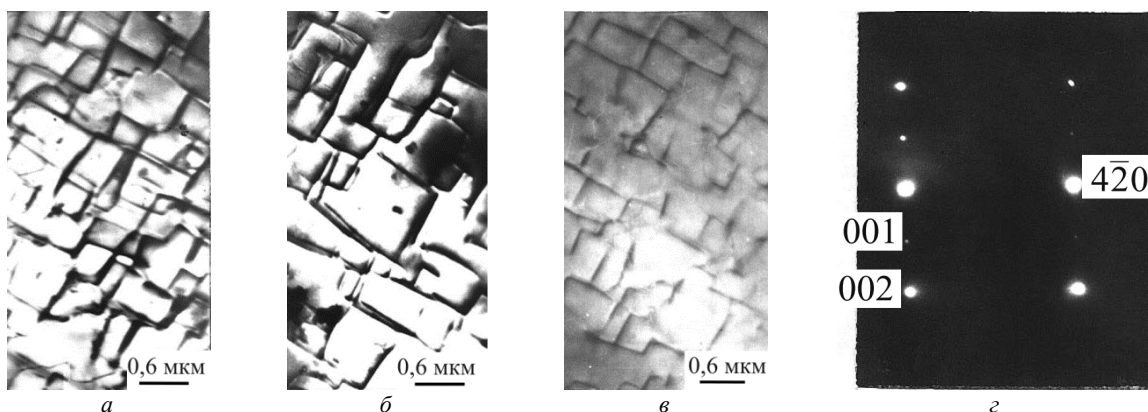


Рис. 9. Электронно-микроскопическое изображение тонкой структуры сплава, полученного методом направленной кристаллизации, деформированного при температуре 1200 °С до 20 % и затем отожженного при температурах 1280 °С 1 ч и 950 °С 24 ч: *a* – светлопольное изображение; *б* – темнопольное изображение, полученное в основном рефлексе  $[002]$  ( $\gamma + \gamma'$ -фаз; *в* – темнопольное изображение, полученное в сверхструктурном рефлексе  $[001]$   $\gamma'$ -фазы; *г* – индцированная микроэлектрограмма с соответствующего участка фольги (плоскость фольги –  $(120)$  ( $\gamma + \gamma'$ -фазы, сверхструктура  $L1_2$ )

Поведение размеров частиц  $\gamma_1$  подтверждает сказанное. Они быстро убывают со временем отжига. Таким образом, прямыми измерениями установлена неустойчивость структурной модификации  $\gamma_1$  и устойчивость модификации  $\gamma_{II}$ .

*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. Симс Ч.Т., Столофф Н.С., Хагель В.Ц. Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок. – М.: Металлургия, 1995. – Ч. 1. – 384 с.
2. Высокотемпературные жаропрочные никелевые сплавы для деталей газотурбинных двигателей / Б.С. Ломберг, С.В. Овсепян, М.М. Бакрадзе, И.С. Мазалов // *Авиационные материалы и технологии*. – 2012. – № 5. – С. 52–57.
3. Никелевые литейные сплавы нового поколения / Е.Н. Каблов, Н.В. Петрушин, И.Л. Светлов, И.М. Демонис // *Авиационные материалы и технологии*. – 2012. – № 5. – С. 36–52.
4. Морфология фаз и фазовые превращения при термической обработке суперсплавов на основе Ni–Al–Cr и Ni–Al–Co. Масштабные и концентрационные эффекты / Э.В. Козлов, А.Н. Смирнов, Е.Л. Никоненко [и др.]. – М.: Инновационное машиностроение, 2016. – 175 с.
5. Структура и свойства интерметаллидных материалов с наночастицами упрочнением / Ю.Р. Колобов, Е.Н. Каблов, Э.В. Козлов [и др.]. – М.: Изд-во МИСиС, 2008. – 328 с.
6. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года // *Авиационные материалы и технологии*. – 2012. – № 5. – С. 7–17.
7. Оспенникова О.Г. Стратегия развития жаропрочных сплавов и сталей специального назначения, защитных и теплозащитных покрытий // *Авиационные материалы и технологии*. – 2012. – № 5. – С. 19–36.
8. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Светлов И.Л. Современные литые никелевые жаропрочные сплавы // *Научные идеи С.Т. Кишкина и современное материаловедение: тр. междунар. науч.-техн. конф., посвященной 100-летию со дня рождения С.Т. Кишкина, г. Москва, 26 апреля 2006 г. / ВИАМ*. – М., 2006. – С. 39–55.
9. Особенности монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов, легированных рением / Е.Н. Каблов, Н.В. Петрушин, М.Б. Бронфин, А.А. Алексеев // *Металлы*. – 2006. – № 5. – С. 47–57.
10. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // *Авиационные материалы и технологии*. – 2015. – № 1. – С. 3–33.
11. Герасимов В.В., Петрушин Н.В., Висик Е.М. Усовершенствование состава и разработка технологии литых монокристаллических лопаток из жаропрочного интерметаллидного сплава // *Труды ВИАМ*. – 2015. – № 3. – С. 1.
12. Поварова К.Б., Банных О.А. Анализ принципов создания жаропрочных никелевых суперсплавов и сплавов на

основе интерметаллида Ni<sub>3</sub>Al ( $\gamma$ -фаза) // *Научные идеи С.Т. Кишкина и современное материаловедение: тр. междунар. науч.-техн. конф., посвященной 100-летию со дня рождения С.Т. Кишкина, г. Москва, 26 апреля 2006 г. / ВИАМ*. – М., 2006. – С. 11–21.

13. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. – М.: Металлургия, 1976. – 271 с.
14. Электронная микроскопия тонких кристаллов / П. Хирш, А. Хови, Р. Николсон [и др.]. – М.: Мир, 1968. – 574 с.
15. Эндрюс К., Дайсон Д., Киоун С. Электронограммы и их интерпретация. – М.: Мир, 1971. – 256 с.
16. Диаграммы состояния двойных металлических систем / под общ. ред. Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1996. – Т. 1–3.
17. Диаграммы состояния металлических систем / под ред. Л.А. Петровой. – М.: Изд-во ВИНТИ, 1955–1990. – Вып. I–XXXV.
18. Попов Л.Е., Козлов Э.В. Механические свойства упорядоченных твердых растворов. – М.: Металлургия, 1970. – 214 с.
19. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов / Р.Е. Шалин, И.Л. Светлов, Е.Б. Качанов [и др.]. – М.: Машиностроение, 1997. – 333 с.
20. Чашина В.Г., Кащенко М.П. Экспериментальные основания динамической теории мартенситных превращений: учеб. пособие / УГЛТУ. – Екатеринбург, 2020. – 46 с.
21. Пушин В.Г., Кондратьев В.В., Хачин В.Н. Предпереходные явления и мартенситные превращения / УрО РАН. – Екатеринбург, 1998 – 367 с.
22. Панин В.Е., Лихачев В.А., Гриняев Ю.В. Структурные уровни деформации твердых тел. – Новосибирск: Наука, 1985. – 229 с.
23. Вонсовский С.В., Изюмов Ю.А., Курмаев Э.З. Сверхпроводимость переходных металлов, их сплавов и соединений. – М.: Наука, 1977 – 383 с.
24. Упругие и акустические свойства ионных, керамических диэлектриков и высокотемпературных сверхпроводников / В.Н. Беломестных, Ю.П. Похолоков, В.Л. Ульянов, О.Л. Хасанов. – Томск: STT, 2001. – 226 с.
25. Лихачев В.А., Кузьмин С.Л., Каменцева З.П. Эффект памяти формы. – Л.: Изд-во ЛГУ, 1987. – 218 с.

### References

1. Sims Ch.T., Stoloff N.S., Khagel' V.Ts. Super-splavy II: Zharoprochnye materialy dlia aerokosmicheskikh i promyshlennykh energoustanovok [Superalloys II: Heat-resistant materials for aerospace and industrial power plants]. Moscow: Metallurgii, 1995, part 1, 384 p.
2. Lomberg B.S., Ovsepiyan S.V., Bakradze M.M., Mazalov I.S. Vysokotemperaturnye zharoprochnye nikel'evye splavy dlia detalei gazoturbinnnykh dvigatelei [High-temperature heat-resistant nickel alloys for gas turbine engine parts]. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii*, 2012, no. 5, pp. 52–57.
3. Kablov E.N., Petrushin N.V., Svetlov I.L., Demonis I.M. Nikelevye liteinye splavy novogo pokoleniia [New-generation nickel casting alloys]. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii*, 2012, no. 5, pp. 36–52.
4. Kozlov E.V., Smirnov A.N., Nikonenko E.L. et al. Morfoloziia faz i fazovye prevrashcheniia pri termicheskoj obrabotke supersplavov na osnove Ni–Al–Cr i Ni–Al–Co. Masshtabnye i kontsentratsionnye efekty [Phase morphology and phase transformations during heat treatment of Ni–Al–Cr and Ni–Al–Co based superalloys. Scale and concentration effects]. Moscow: Innovatsionnoe mashinostroenie, 2016, 175 p.

5. Kolobov Iu.R., Kablov E.N., Kozlov E.V. et al. Struktura i svoistva intermetallidnykh materialov s nanofaznym uprochneniem [Structure and properties of intermetallic materials with nanophase hardening]. Moscow: Izdatelstvo MISiS, 2008, 328 p.
6. Kablov E.N. Strategicheskie napravleniia raz-vitiia materialov i tekhnologii ikh pererabotki na period do 2030 goda [Strategic directions in the development of materials and processing technologies for the period up to 2030]. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii*, 2012, no. 5, pp. 7–17.
7. Ospennikova O.G. Strategiiia razvitiia zharoprochnykh splavov i stalei spetsial'nogo naznacheniia, zashchitnykh i teplozashchitnykh pokrytii [Strategy for the Development of Special-Purpose Heat-Resistant Alloys and Steels, Protective and Heat-Protective Coatings]. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii*, 2012, no. 5, pp. 19–36.
8. Kablov E.H., Petrushin N.V., Svetlov I.L. Sovremennye litye nikelvye zharoprochnye splavy [Modern cast nickel heat-resistant alloys]. *Nauchnye idei S.T. Kishkina i sovremennoe materialovedenie. VIAM*. Moscow, 2006, pp. 39–55.
9. Osobnosti monokristallicheskikh zharo-prochnykh nikelvykh splavov, legirovannykh reniem [Features of single-crystal heat-proof nickel alloys alloyed with rhenium]. E.N. Kablov, N.V. Petrushin, M.B. Bronfin, A.A. Alekseev. *Metally*, 2006, no. 5, pp. 47–57.
10. Kablov E.N. Innovatsionnye razrabotki FGUP «VIAM» GNTs RF po realizatsii «Strategicheskikh napravlenii razvitiia materialov i tekhnologii ikh pererabotki na period do 2030 goda» [Innovative developments of FGUP VIAM SSC RF on the implementation of the "Strategic directions of development of materials and technologies of their processing for the period up to 2030"]. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii*, 2015, no. 1, pp. 3–33.
11. Gerasimov V.V., Petrushin N.V., Visik E.M. Uovershenstvovanie sostava i razrabotka tekhnologii lit'ia monokristallicheskikh lopatok iz zharoprochnogo intermetallidnogo splava [Improvement of composition and development of casting technology of monocrystalline blades from heat-resistant intermetallic alloy]. *Trudy VIAM*, 2015, no. 3, p. 1.
12. Povarova K.B., Bannykh O.A. Analiz printsipov sozdaniia zharoprochnykh nikelvykh supersplavov i splavov na osnove intermetallida Ni3Al ( $\gamma$ -faza) [Analysis of principles for creating heat resistant nickel superalloys and alloys based on Ni3Al intermetallide ( $\gamma$ -phase)]. *Nauchnye idei S.T. Kishkina i sovremennoe materialovedenie. VIAM*. Moscow, 2006, pp. 11–21.
13. Saltykov S.A. Stereometricheskaia metallografiia [Stereometric metallography]. Moscow: Metallurgiiia, 1976, 271 p.
14. Khirsh P., Khovi A., Nikolson R. et al. Elektronnaia mikroskopiia tonkikh kristallov [Electron microscopy of thin crystals]. Moscow: Mir, 1968, 574 p.
15. Endrius K., Daison D., Kioun S. Elektronogrammy i ikh interpretatsiia [Electronograms and their interpretation]. Moscow: Mir, 1971, 256 p.
16. Diagrammy sostoianiia dvoynykh metallicheskikh sistem [State diagrams of double metallic systems]. Ed. N.P. Liakisheva. Moscow: Mashinostroenie, 1996, vol. 1–3.
17. Diagrammy sostoianiia metallicheskikh sistem [State diagrams of metal systems]. Ed. L.A. Petrovoi. Moscow: Izdatelstvo VINITI, 1955–1990, iss. I–KhKhKhV.
18. Popov L.E., Kozlov E.V. Mekhanicheskie svoi-stva uporiadochennykh tverdyykh rastvorov [Mechanical properties of ordered solid solutions]. Moscow: Metallurgiiia, 1970, 214 p.
19. Shalin R.E., Svetlov I.L., Kachanov E.B. et al. Monokristally nikelvykh zharoprochnykh splavov [Monocrystals of nickel heat-resistant alloys]. Moscow: Mashinostroenie, 1997, 333 p.
20. Chashchina V.G., Kashchenko M.P. Eksperimental'nye osnovaniia dinamicheskoi teorii martensitnykh prevrashchenii [Experimental foundations of the dynamic theory of martensitic transformations]. UGLTU. Ekaterinburg, 2020, 46 p.
21. Pushin V.G., Kondrat'ev V.V., Khachin V.N. Predperekhodnye iavleniia i martensitnye prevrashcheniia [Pretransition phenomena and martensitic transformations]. UrO RAN. Ekaterinburg, 1998, 367 p.
22. Panin V.E., Likhachev V.A., Griniaev Iu.V. Strukturnye urovni deformatsii tverdyykh tel [Structural levels of deformation of solids]. Novosibirsk: Nauka, 1985, 229 p.
23. Vonsovskii S.V., Iziumov Iu.A., Kurmaev E.Z. Sverkhprovodimost' perekhodnykh metallov, ikh splavov i soedinenii [Superconductivity of transition metals, their alloys and compounds]. Moscow: Nauka, 1977, 383 p.
24. Belomestnykh V.N., Pokholkov Iu.P., Ul'ianov V.L., Khasanov O.L. Uprugie i akusticheskie svoistva ionnykh, keramicheskikh dielektrikov i vysokotemperaturnykh sverkhprovodnikov [Elastic and acoustic properties of ionic, ceramic dielectrics and high-temperature superconductors]. Tomsk: STT, 2001, 226 p.
25. Likhachev V.A., Kuz'min S.L., Kamentseva Z.P. Effekt pamiati formy [The shape memory effect]. Leningrad: Izdatelstvo LGU, 1987, 218 p.

Получено 18.08.2021

Принято 10.11.2021

Опубликовано 30.12.2021

#### Сведения об авторах

**Никоненко Елена Леонидовна** (Томск, Россия) – кандидат физико-математических наук, доцент кафедры физики, химии и теоретической механики Томского государственного архитектурно-строительного университета, e-mail: vilatomsk@mail.ru.

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

**Сизоненко Нина Робертовна** (Томск, Россия) – старший научный сотрудник кафедры физики, химии и теоретической механики Томского государственного архитектурно-строительного университета, e-mail: snr1952@mail.ru.

#### About the authors

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

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

**Nina R. Sizonenko** (Tomsk, Russian Federation) – Senior Researcher, Department of Physics, Chemistry, Theoretical Mechanics, Tomsk State University of Architecture and Building, e-mail: snr1952@mail.ru.