

Научная статья

УДК 669.245

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-6-3-18

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НИКЕЛЕВОГО ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА С НУЛЕВЫМ γ/γ' -МИСФИТОМ

М.М. Карашаев¹, Н.В. Петрушин¹, Д.В. Зайцев¹, И.Л. Светлов¹

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru

Аннотация. С помощью метода просвечивающей электронной микроскопии выявлены механизмы формирования зеренной структуры при горячей деформации и микроструктуры при последующей полной термической обработке в двухфазной ($\gamma + \gamma'$)-области экспериментального никелевого жаропрочного сплава с нулевым γ/γ' -мисфитом для дисков газотурбинных двигателей, химический состав которого разработан на основе гранулированного никелевого жаропрочного сплава ВЖ178П с применением методов компьютерного конструирования. Проанализированы механизмы ползучести при температурах 750 и 850 °С экспериментального деформированного сплава в термически обработанном состоянии.

Ключевые слова: деформируемые никелевые жаропрочные сплавы, горячая деформация, зеренная структура, рекристаллизация, γ' -фаза, деформационные дефекты, микросегрегация легирующих элементов, механизмы ползучести

Для цитирования: Карашаев М.М., Петрушин Н.В., Зайцев Д.В., Светлов И.Л. Формирование структуры при горячей пластической деформации никелевого жаропрочного сплава с нулевым γ/γ' -мисфитом // Труды ВИАМ. 2026. № 6 (160). С. 3–18. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-6-3-18.

Scientific article

STRUCTURE FORMATION DURING HOT PLASTIC DEFORMATION OF A NICKEL HIGH-TEMPERATURE ALLOY WITH ZERO γ/γ' -MISFIT

М.М. Karashaev¹, N.V. Petrushin¹, D.V. Zaitsev¹, I.L. Svetlov¹

¹Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru

Abstract. In this work, using the method of transmission electron microscopy, the mechanisms of grain structure formation during hot deformation and microstructure formation during subsequent full heat treatment in the two-phase ($\gamma + \gamma'$)-region of an experimental nickel-based superalloy with zero γ/γ' -misfit for gas turbine engine disks have been identified. The chemical composition of this alloy was developed based on a granular nickel-based superalloy VZh178P using the method of computer design. Creep mechanisms at temperatures of 750 and 850 °C for an experimental deformed alloy in a heat-treated state were analyzed.

Keywords: deformable nickel-based superalloys, hot deformation, grain structure, recrystallization, γ' phase, deformation defects, microsegregation of alloying elements, creep mechanisms

For citation: Karashaev M.M., Petrushin N.V., Zaitsev D.V., Svetlov I.L. Structure formation during hot plastic deformation of a nickel high-temperature alloy with zero γ/γ' -misfit. *Trudy VIAM*, 2026, no. 6 (160), pp. 3–18. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-6-3-18.

Введение

Для обеспечения необходимого ресурса газотурбинных двигателей деформируемые никелевые жаропрочные сплавы (НЖС) должны обладать повышенной конструкционной прочностью во всем интервале рабочих температур 650–800 °С. Это достигается формированием гетерофазной микроструктуры сплавов, состоящей из матричного никелевого γ -твердого раствора с гранцентрированной кубической решеткой, упрочненного дисперсными микрочастицами γ' -фазы на основе интерметаллида Ni_3Al с объемной долей до 45 % и карбидами MC (где $\text{M} - \text{Ti, Nb, Ta}$). В зависимости от легирования и условий эксплуатации в этих сплавах образуются карбидные фазы типа M_{23}C_6 и M_6C (где $\text{M} - \text{Cr, Mo, W}$). Для совершенствования существующих и разработки новых НЖС для дисков газотурбинных двигателей с повышенными эксплуатационными характеристиками необходимо понимание эволюции микроструктуры сплавов в процессе ползучести, а также механизмов их пластической деформации в зависимости от температуры и механических нагрузок [1–3].

Еще одним немаловажным фактором, определяющим комплекс механических характеристик дисковых сплавов, является технологический маршрут производства окончательного изделия. Частным случаем является технология горячей деформации сплава, от которой во многом зависит степень протекания процессов рекристаллизации, формирующих структуру перед термической обработкой.

Для достижения высоких прочностных характеристик дисков из деформируемых НЖС, получаемых методом горячей деформации, чрезвычайно важно обеспечить формирование мелкозеренной структуры материала с размером зерна γ -твердого раствора в пределах от 10 до 20 мкм [4].

В производственных условиях, несмотря на жесткий контроль размера зерна в получаемых поковках, в некоторых случаях могут возникать изолированные крупные (аномальные) видимые зерна в локальных областях материала с низкой степенью накопленной деформации. Рост таких аномально крупных зерен в деформируемых НЖС после их термической обработки при температуре выше температуры сольвус связан с критической степенью деформации. Механизм появления таких участков объясняется неоднородностью деформации разных зерен при небольших степенях деформации, когда при нагреве становится возможным рост менее деформированных зерен за счет более деформированных.

Кинетику образования и роста аномально крупных зерен в НЖС марки Inconel 718 исследовали в работе [5]. Авторы установили, что аномальный рост зерен происходил в деформированном сплаве при его последующем нагреве в однофазной γ -области в зонах материала поковки, обедненных частицами δ -фазы (Ni_3Nb). Аномальный рост зерен становился заметным при уменьшении степени и скорости деформации.

В работе [6] на примере НЖС марки RR1000 установлено, что существует диапазон степеней деформации, при которых происходит неоднородное увеличение размера зерен в сплаве во время медленного нагрева, приводящего к их аномальному росту. Данный процесс имеет свои ограничения. Например, при увеличении скоростей деформации и нагрева, а также снижении температуры данный процесс можно подавить. Обнаруженный механизм аномального роста зерен наблюдали при низких скоростях деформации в интервале, где реализуется механизм сверхпластической деформации. Считается, что аномальный рост зерен отличается от критического механизмом. При критическом росте зерен скорость деформации выше, чем при аномальном.

С помощью анализа методом дифракции обратноотраженных электронов (Electron Backscatter Diffraction – EBSD) исследованы изменения в микроструктуре НЖС марки Inconel 718 при горячей деформации образцов [7]. Особое внимание уделено

образованию в процессе динамической рекристаллизации разориентированных субзерен, границы которых являются зародышами большинства новых рекристаллизованных зерен. Разработана модель, которая учитывает кинетику процесса при образовании на частицах δ -фазы (Ni_3Nb) новых зерен в исследуемом сплаве.

При горячей деформации НЖС марки Rene 88DT выявлено два различных механизма пластической деформации сплава [8]. Установлено, что при низких скоростях деформации доминирует механизм скольжения дислокаций по границам зерен. При высоких скоростях деформации наблюдали процесс динамической рекристаллизации в местах с более высоким уровнем накопленной деформации в отдельных зернах. Процесс динамической рекристаллизации возникал при превышении угла разориентировки между двумя соседними субзернами на ~ 5 градусов.

Исследованы механизмы пластической деформации в НЖС марки ATI 718Plus [9]. С помощью метода просвечивающей электронной микроскопии в деформированных при различных температурах и скоростях деформации зернах наблюдали механизм микродвойникования. При скоростях деформации, равных $\sim 0,01 \text{ с}^{-1}$, и температурах до $1025 \text{ }^\circ\text{C}$ микроструктура сплава содержала деформированные посредством микродвойникования зерна. Сделан вывод, что низкая энергия дефектов упаковки, равная $\sim 15 \text{ мДж/м}^2$, вызывала образование этих микродвойников. Двойникующие дислокации в большинстве случаев испускались от границ зерен.

В работе [10] исследован механизм растворения фазы η (Ni_3Ti) при горячей деформации НЖС марки ATI 718Plus. Результаты показали, что с увеличением степени деформации количество динамически рекристаллизованных зерен в γ -матрице увеличивается. Пластическая деформация способствует накоплению дислокаций на границах η -фазы, что приводит к формированию субзерен и последующему их превращению в динамически рекристаллизованные зерна. С увеличением степени деформации разориентировка субзерен и рост динамически рекристаллизованных зерен вызывают разрушение η -фазы. Из-за несовместимых упругих напряжений между η -фазой и γ -матрицей на интерфейсе γ/η накапливаются дислокации, что впоследствии приводит к потере когерентности и разрушению η -фазы. Более того, дислокации вокруг η -фазы могут служить каналами диффузии, способствуя растворению η -фазы и вызывая градиент распределения концентрации элементов от η -фазы к γ -матрице.

В работе [11] методом EBSD-анализа исследовано поведение сплава марки Inconel 718 при горячей деформации образцов в диапазоне температур $950\text{--}1100 \text{ }^\circ\text{C}$ и скоростях деформации $0,001\text{--}1 \text{ с}^{-1}$ при истинных деформациях 0,05; 0,2; 0,4 и 0,7. Результаты исследования показали, что динамическая рекристаллизация происходит при увеличении степени деформации и температуры, но при снижении скорости деформации. Исследования микроструктуры продемонстрировали, что механизм прерывистой динамической рекристаллизации (Discontinuous Dynamic Recrystallization – DDRX), характеризующийся выпячиванием границ зерен, является доминирующим механизмом зародышеобразования на ранних стадиях пластической деформации, при которой образование зародышей динамической рекристаллизации происходит за счет образования двойников позади выпяченных областей. Установлено, что при низкой температуре и высоких скоростях и степенях деформации имеет место механизм непрерывной динамической рекристаллизации (Continuous Dynamic Recrystallization – CDRX).

Результаты работы [12] показывают, что доли динамически рекристаллизованных зерен и границ зерен с большим углом наклона увеличиваются с повышением степени деформации образцов из НЖС, деформированных при температуре выше и ниже температуры γ' -солюvus. Показано, что миграция границ зерен, вызванная высвобождением закреплённых границ из частиц упрочняющей γ' -фазы, способствует зарождению

микродвойников и образованию множества дефектов при температуре ниже температуры сольвус. Установлено, что механизм DDRX доминировал в процессе динамической рекристаллизации в обоих случаях. Механизм CDRX был вспомогательным и имел особое значение для пластической деформации при пониженных температурах.

При исследовании механизмов динамической рекристаллизации в двухфазной ($\gamma + \gamma'$)-области наблюдали дислокационные ступеньки на границах зерен, которые обеспечивали снижение энергии дефектов упаковки [13].

В работе [14] исследованы механизмы динамической рекристаллизации и влияние упрочняющей γ' -фазы на эволюцию микроструктуры нового деформируемого никелевого сплава при температуре 1075 °С и скорости деформации 0,01 с⁻¹. Результаты показали, что механизм динамической рекристаллизации значительно изменяется с увеличением степени деформации. При истинной деформации 0,07 доминирующим механизмом является DDRX. С увеличением этого показателя до значения 0,13 прерывистый механизм динамической рекристаллизации преобразуется в непрерывный (CDRX), а при дальнейшем повышении до 0,20 происходит рост зерен. Кроме того, из-за наличия в сплаве упорядоченной структуры L1₂ γ' -фазы с увеличением степени деформации происходит постепенное накопление дислокаций и дефектов упаковки в γ' -фазе, тогда как плотность дислокаций в γ -матрице сначала возрастает, а затем снижается.

Описан новый механизм динамической рекристаллизации в деформируемых НЖС в интервале температур двухфазной ($\gamma + \gamma'$)-области [15]. Этот механизм заключается в образовании рекристаллизованных зерен обратным ($\gamma' \rightarrow \gamma$)-превращением зерен с одинаковой кристаллографической ориентацией. Особенность данного процесса состоит в том, что после начала пластической деформации γ -матрицы частицы когерентной γ -фазы растут под действием движущей силы, связанной с разностью накопленной при пластической деформации энергии. На примере НЖС марки Rene 65 показано, что механизм гетероэпитаксиальной рекристаллизации реализуется следующим образом. Вначале при низких степенях деформации растут зерна. Затем запускается механизм прерывистой динамической рекристаллизации через классическое зародышеобразование с формированием структуры типа «ожерелье». Показано, что гетероэпитаксиальная рекристаллизация протекает быстрее с увеличением скорости деформации и при более низких температурах. Данный механизм реализован в деформируемых НЖС марок Udimet720 и RR1000.

В работе [16] показано, что фазовое превращение происходит в крупных первичных частицах упрочняющей γ' -фазы при медленном охлаждении с высокой температуры перед процессом горячей деформации. Затем в процессе горячей деформации под действием разницы накопленной энергии между γ - и γ' -фазами этот механизм приводит к формированию рекристаллизованных зерен, полностью окружающих частицы γ' -фазы и имеющих ту же кристаллографическую ориентацию, что и γ' -фаза.

Цель работы – установление механизмов формирования зеренной структуры при горячей деформации экспериментального НЖС с нулевым γ/γ' -мисфитом, исследование микроструктуры и сегрегации легирующих элементов на деформационных дефектах, образующихся в процессе ползучести при температурах 750 и 850 °С деформированного сплава в термически обработанном состоянии.

Материалы и методы

Объектом исследования служили образцы, вырезанные из деформированной заготовки (шайбы) из экспериментального НЖС типа ВЖ178П, химический состав которого рассчитан методом компьютерного конструирования [17] в работе [18].

Незначительно уступая сплаву ВЖ178П по количеству упрочняющей γ' -фазы и температуре γ' -сольвус, экспериментальный сплав с нулевым γ/γ' -мисфитом имеет существенное преимущество по фазовой стабильности.

Для экспериментального сплава рассчитанное значение γ/γ' -мисфита составило $\delta = 0,004 \%$ ($a_\gamma \approx a_{\gamma'}$, 20 °С). В этом случае в сплаве между γ -твердым раствором и микрочастицами γ' -фазы осуществляется когерентная связь без упругой деформации их кристаллических решеток и, следовательно, морфология γ' -частиц определяется только фактором минимизации поверхностной энергии границы раздела фаз [19, 20], т. е. должна быть сферической, что подтверждено экспериментально [21].

Литая заготовка из экспериментального сплава с поликристаллической структурой (длина 90 мм, диаметр 25 мм) получена методом вакуумной индукционной плавки шихтовых материалов с последующим вакуумным переплавом полученного слитка и литьем методом равноосной кристаллизации. Далее литую заготовку подвергли гомогенизирующему отжигу при температуре выше температуры γ' -сольвус с последующим замедленным охлаждением до комнатной температуры, а затем коагуляционному отжигу в двухфазной ($\gamma + \gamma'$)-области с последующими многостадийной осадкой в закрытом контейнере и полной термической обработкой. Диаметр полученной экспериментальной шайбы составил 150 мм, а высота 20 мм. Ее внешний вид до и после полной термической обработки представлен на рис. 1. Отметим, что выбор температурных параметров гомогенизирующего отжига литой заготовки и последующих технологических переделов осуществляли, используя данные по температурам фазовых превращений в сплаве, которые определяли методом дифференциального термического анализа на образцах (диск диаметром 4 мм, толщиной 1,5 мм; скорость нагрева в атмосфере гелия 10 мм/мин), вырезанных из литой заготовки сплава.

Для литого экспериментального жаропрочного никелевого сплава определены температуры γ' -сольвус (полного растворения γ' -фазы в матричном γ -твердом растворе) T_γ , солидус T_S , начала образования МС-карбидов при кристаллизации сплава $T_{МС}$, ликвидус T_L , °С:

T_γ	T_S	$T_{МС}$	T_L
1195	1258	1333	1349

После получения деформированной заготовки перед процессом полной термической обработки отобраны образцы для исследований микроструктуры и механизмов пластической деформации сплава. Из вырезанных образцов методом электролитической полировки приготовлены фольги, которые исследовали на просвечивающем электронном микроскопе.

Из термически обработанной шайбы вырезаны заготовки и изготовлены образцы с рабочей частью 25 мм и диаметром 5 мм, которые испытаны в соответствии с ГОСТ 3248–81 на ползучесть до разрыва при температуре 750 °С и напряжении 650 МПа в течение 112 ч, а также при температуре 850 °С и напряжении 300 МПа в течение 212 ч.

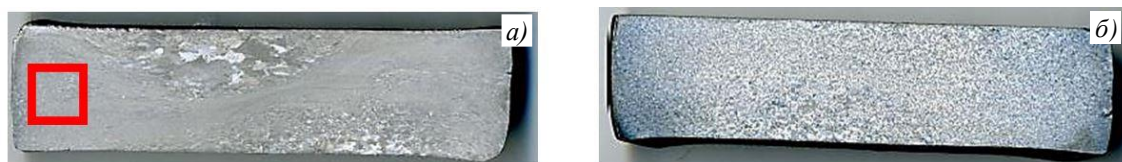


Рис. 1. Внешний вид шайб из экспериментального сплава после горячей деформации (а) и полной термической обработки (б). Красным цветом выделена область вырезки образца для исследования микроструктуры

Микроструктуру сплава исследовали на просвечивающем электронном микроскопе. Локальный химический состав фазовых составляющих определяли методом рентгеноспектрального микроанализа с применением энергодисперсионного спектрометра.

Результаты и обсуждение

Микроструктура экспериментального сплава после горячей деформации

Микроструктура экспериментального сплава после горячей деформации представлена на рис. 2.

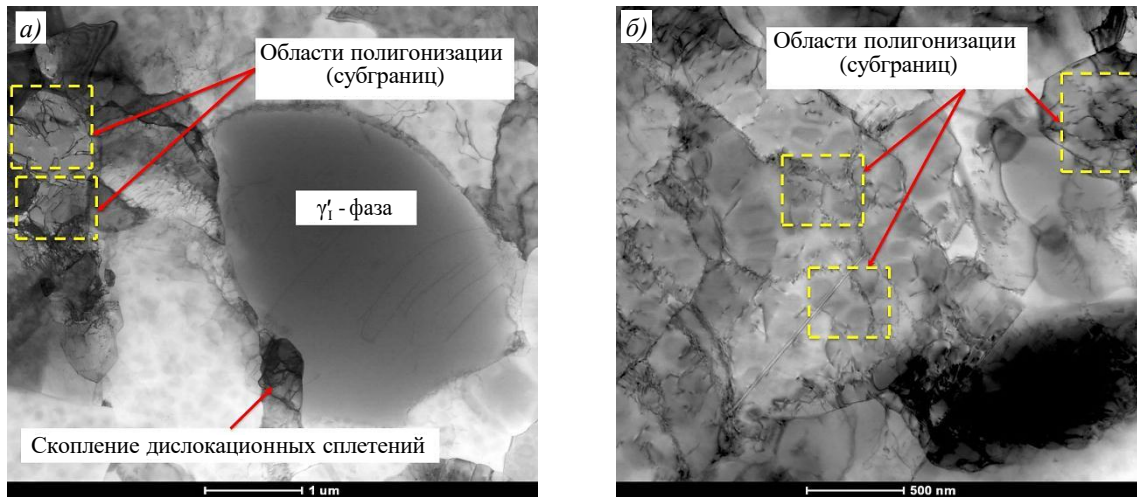


Рис. 2. Микроструктура, полученная методом просвечивающей электронной микроскопии, экспериментального сплава после горячей деформации при разных увеличениях

Дислокационная структура сплава состоит из множества деформационных дефектов, сформированных в процессе горячей пластической деформации. К таким дефектам относятся: скопления дислокаций в объеме, области полигонизации, характеризующиеся перераспределением дислокаций с формированием дислокационных сеток и последующим образованием субгранц (рис. 2, б). В микроструктуре сплава наблюдаются крупные (~1,5 мкм) частицы упрочняющей γ'_1 -фазы, внутри которых видны дислокации.

Исходя из картины, представленной на рис. 2, и данных, приведенных в работе [22], можно предположить, что в процессе горячей пластической деформации происходит перераспределение дислокаций (в исходном виде представлены на рис. 2, а) с образованием дислокационных стенок (субгранц). При этом области с субгранцами и высокой плотностью дислокаций превращаются в субзерна (рис. 2, б). Таким образом, можно заключить, что созданную на этапе пластической деформации субструктуру сплава можно отнести к полигонизованной.

Интересно оценить влияние крупных частиц упрочняющей γ'_1 -фазы на структурообразование сплава. Известно, что в деформируемых никелевых сплавах крупные (1–5 мкм) частицы некогерентной γ'_1 -фазы, выделяющиеся по границам зерен, являются барьерами, препятствующими процессу собирательной рекристаллизации, так как, по-видимому, они предотвращают релаксацию накопленной в процессе пластической деформации энергии [23].

На рис. 3 представлены микроструктура и карты распределения легирующих элементов в структуре полигонизованного сплава.

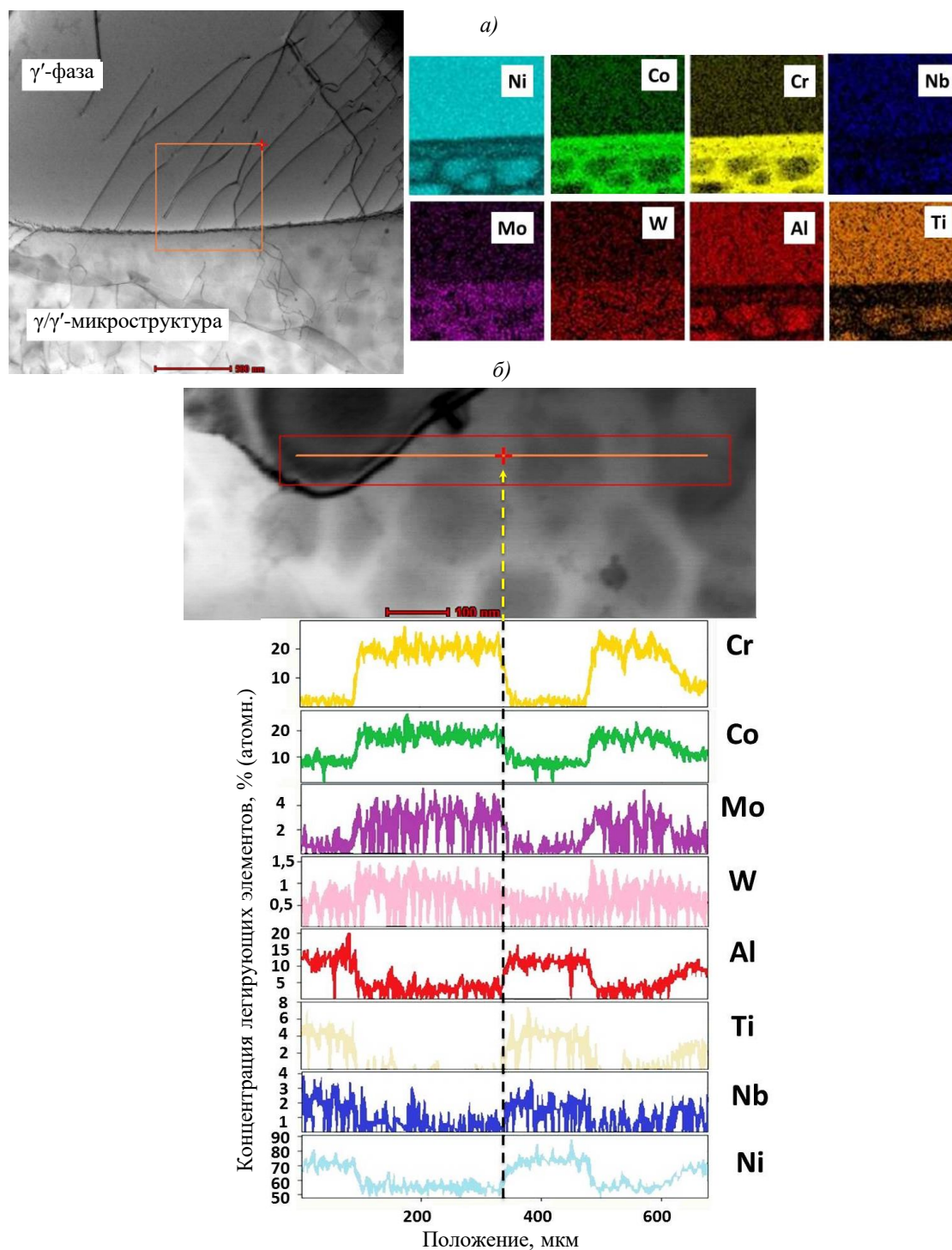


Рис. 3. Карты (а) и профили (б) распределения концентраций легирующих элементов в структуре экспериментального сплава после горячей деформации: а – область сканирования пересекает частицу γ' и γ/γ' -микроструктуру; б – линия сканирования пересекает γ/γ' -микроструктуру

На рис. 3, а представлена частица γ' -фазы, внутри нее видны линии дислокаций. По-видимому, данная фаза является барьером, задерживающим движение дислокаций при температурах пластической деформации. На рис. 3, б представлены профили распределения легирующих элементов, которые концентрируются преимущественно в γ - или γ' -фазе.

На рис. 4 показано образование высокоугловой границы в экспериментальном сплаве в процессе горячей пластической деформации. Это можно обнаружить исходя из того, что в объемах, примыкающих к высокоугловой исходной границе, происходит коалесценция группы субзерен с полным или частичным исчезновением разделяющих их субграниц. В результате возникает высокоугловая граница (выступ, представляющий собой движущую силу процесса, как показано на рис. 4), которая в определенных условиях является зародышем рекристаллизации [11, 12, 14, 23].



Рис. 4. Образование высокоугловой границы в экспериментальном сплаве в процессе горячей пластической деформации путем коалесценции группы субзерен

Таким образом, миграция этого выступа и развитие процесса рекристаллизации определяются тем, что в результате коалесценции группы субзерен по одну сторону от исходной высокоугловой границы образуется протяженный участок, свободный от точек закрепления и имеющий размер значительно больше среднего размера субзерен. При дальнейшем нагреве происходит рост этих субзерен, заканчивающийся рекристаллизацией.

**Микроструктура экспериментального сплава
после полной термической обработки**

На рис. 5 представлена микроструктура сплава в заготовке после горячей пластической деформации и полной термической обработки.

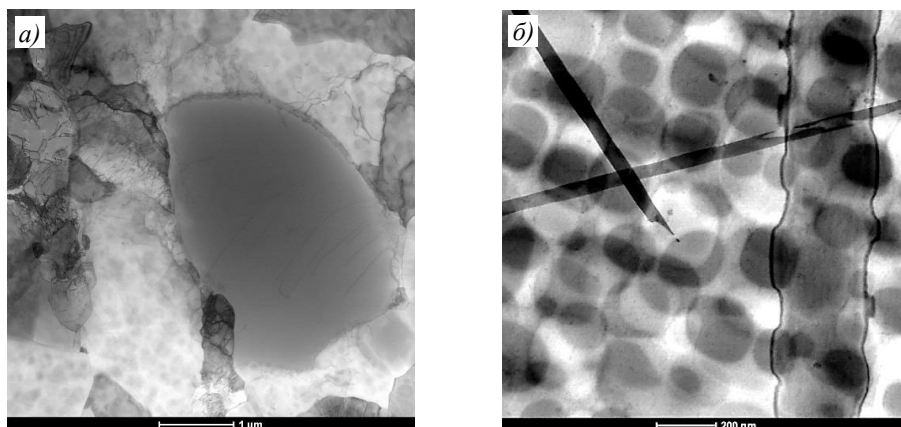


Рис. 5. Микроструктура, полученная методом просвечивающей электронной микроскопии, экспериментального сплава после горячей пластической деформации и полной термической обработки: *a* – поликристаллическая структура сплава; *б* – двухфазная γ/γ' -микроструктура и дефекты упаковки

В состав γ/γ' -микроструктуры сплава входит сложнелегированный γ -твердый раствор никеля (матрица), первичные частицы (γ'_I) и вторичные микрочастицы (γ'_{II}) γ' -фазы, а также третичные наночастицы (γ'_{III}) γ' -фазы. Представленная структура сплава в поковке сформировалась в процессе охлаждения с температуры горячей деформации и последующей полной термической обработки в двухфазной ($\gamma + \gamma'$)-области в интервале температур 760–1170 °С. Поскольку в данном случае доля первичных частиц γ' -фазы в микроструктуре исследуемого сплава мала, то его упрочнение осуществляется вторичными микрочастицами γ' -фазы размером $\sim 0,2$ мкм округлой (сферической) морфологии, типичной для НЖС с близкими к нулю значениями γ/γ' -мисфита. Третичные выделения γ' -фазы в виде наночастиц размером 10–50 нм располагаются в прослойках матричного γ -твердого раствора. В микроструктуре сплава наблюдаются дефекты упаковки.

На рис. 6 представлена микроструктура сплава в области границ зерен. Видно, что на границе нескольких зерен расположена цепочка частиц фазовых выделений. Карта распределения атомов легирующих элементов (рис. 6, б) показывает, что в состав этих частиц входят атомы Co, Cr и Mo. В работе [24] при исследовании сплава, близкого по химическому составу к исследуемому, показано, что мелкие частицы на межзеренных границах имеют стехиометрию $M_{23}(B, C)_6$ или $M_3(B, C)_2$ (где M – Cr, Mo, W). В связи с этим можно полагать, что рассматриваемые частицы на границах зерен в исследуемом сплаве также являются карбоборидами с такой же стехиометрией.

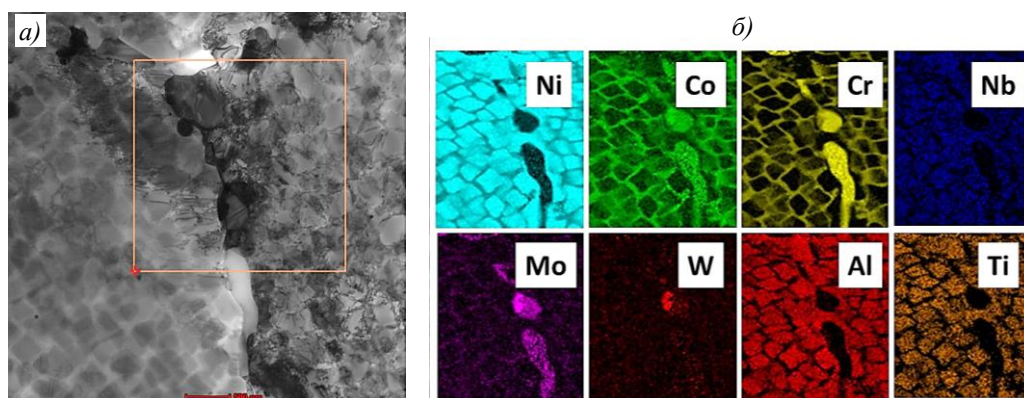


Рис. 6. Микроструктура (а) и карты распределения легирующих элементов (б) на межзеренной границе экспериментального сплава после горячей пластической деформации и полной термической обработки

Результаты рентгеноструктурного микроанализа исследуемой микроструктуры сплава в режиме линейного сканирования представлены на рис. 7. Линия сканирования последовательно пересекает три частицы γ' -фазы и прослойки γ -твердого раствора между ними. При этом наблюдается сильная осцилляция концентраций большинства легирующих элементов, которые концентрируются преимущественно в γ - или γ' -фазах. Например, экстремумы легирующих элементов Co и Cr соответствуют концентрационным максимумам в γ -фазе, равным 27–30 и 20–23 % (атомн.) соответственно, и минимумам в γ' -фазе, равным ~ 1 и 6–7 % (атомн.) соответственно. Концентрации γ' -образующих элементов Al, Ti и базового элемента Ni изменяются в противофазе к концентрациям Cr и Co, т. е. они обнаруживают минимумы в γ -фазе и максимумы в γ' -фазе, однако Ti в γ -фазе практически отсутствует, в отличие от Al. Концентрации W, Mo и Nb, входящих в состав γ - и γ' -фаз, равны 1,9; 7 и 2–4 % (атомн.) соответственно и изменяются незначительно при переходе из γ -фазы в γ' -фазу.

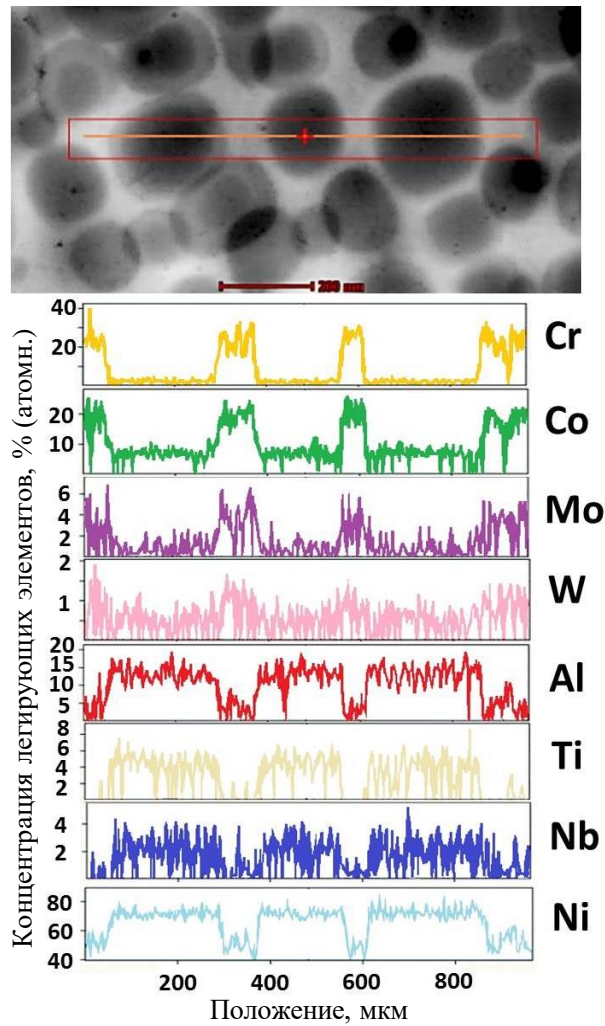


Рис. 7. Двухфазная γ/γ' -микроструктура и результаты рентгеноструктурного микроанализа экспериментального сплава после горячей пластической деформации и полной термической обработки. Линия сканирования пересекает γ -матрицу и частицы γ' -фаз

Механизмы ползучести сплава в интервале температур 750–850 °С

В работе [18] исследованы механизмы ползучести сплава, полученного методом равноосной кристаллизации и последующей термической обработкой. Установлено, что при температуре 750 °С механизм ползучести сплава осуществляется перерезанием частиц γ' -фазы путем скольжения дислокаций с последующим образованием дефектов упаковки и сегрегацией на них атомов Co и Cr. При температуре 850 °С дислокации преодолевают частицы γ' -фазы путем огибания по интерфейсу γ/γ' . Скорость такого процесса главным образом определяется скоростью диффузионных механизмов перемещения участков дислокаций, огибающих частицы γ' -фазы [25–37].

В случае с деформированным вариантом экспериментального сплава картина механизмов пластической деформации в температурном интервале 750–850 °С существенным образом не меняется. На рис. 8 представлена микроструктура сплава после испытаний на ползучесть при температуре 750 °С.

Характерными дефектами структуры являются микродвойники, пересекающие частицы γ' -фазы, и дислокации с векторами Бюргерса $a/2\langle 011 \rangle$, которые распространяются вдоль прослоек γ -матрицы, оставляя позади себя дислокационные петли на поверхностях раздела γ - и γ' -фаз [38], которые скользят по плоскостям $\{111\}$ и относительно

легко перерезают γ' -частицы с последующей диссоциацией в объеме частиц γ' -фазы и образованием дефектов упаковки. Далее при значительной локальной пластической деформации степень дефектности структуры повышается вследствие образования протяженных микродвойников и дефектов упаковки. Подобные микродвойники наблюдали и идентифицировали в дисковом НЖС марки Rene 88DT после ползучести при температуре 650 °С и напряжении 838 МПа [39].

При температуре 850 °С, когда диффузия легирующих элементов ускоряется, дислокации обходят γ' -частицы путем переползания по межфазной границе γ/γ' . На рис. 9 представлена картина диффузионного переползания дислокаций $a/2[110]$ по поверхностям раздела γ - и γ' -фаз в процессе ползучести сплава при температуре 850 °С.



Рис. 8. Микроструктура, полученная методом просвечивающей электронной микроскопии, деформированного сплава в термически обработанном состоянии после ползучести при 750 °С: микродвойники, перерезающие частицы γ' -фазы, дефекты упаковки в γ' -частице и частичные дислокации

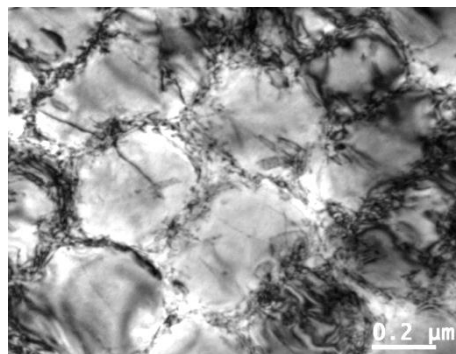


Рис. 9. Диффузионное переползание дислокаций $a/2[110]$ по поверхностям раздела γ - и γ' -фаз в процессе ползучести сплава при температуре 850 °С: скопление сверхструктурных дислокаций $a/2<011>$ на интерфейсе γ/γ' (просвечивающая электронная микроскопия)

В процессе высокотемпературных длительных испытаний под действием относительно низкого растягивающего напряжения (300 МПа) происходит коалесценция частиц упрочняющей γ' -фазы («диффузионное сращивание» двух соседних частиц [18]). Обход таких γ' -частиц дислокациями $a/2<011>$ приводит к значительному замедлению скорости ползучести. При скольжении матричных дислокаций $a/2<011>$ они оставляют на границах раздела γ/γ' межфазные дислокационные петли, которые взаимодействуют между собой [40, 41].

Заключения

Установлено, что в процессе горячей пластической деформации в двухфазной ($\gamma + \gamma'$)-области в экспериментальном сплаве типа ВЖ178П формируются субграницы – небольшие области с высокой плотностью дислокаций, которые по мере увеличения продолжительности процесса становятся высокоугловыми.

Механизм рекристаллизации сплава при горячей деформации заключается в миграции участков большеугловых границ.

Микроструктура сплава представляет собой сложнолегированный γ -твердый раствор никеля (матрица), упрочненный первичными частицами (γ'_I), вторичными микрочастицами (γ'_{II}) и третичными наночастицами γ' -фазы (γ'_{III}), сформированными в процессе охлаждения с температуры горячей деформации и последующей полной термической обработки в двухфазной ($\gamma + \gamma'$)-области. Большинство легирующих элементов сплава концентрируется преимущественно в γ - или γ' -фазе.

При температуре 750 °С механизм ползучести сплава осуществляется перерезанием частиц γ' -фазы путем скольжения дислокаций с последующим образованием дефектов упаковки. При температуре ползучести 850 °С дислокации преодолевают частицы γ' -фазы путем переползания по интерфейсу γ/γ' .

Список источников

1. 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.
2. 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 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
3. Светлов И.Л., Петрушин Н.В., Епишин А.И., Карашаев М.М., Елютин Е.С. Монокристаллы жаропрочных никелевых сплавов, легированных рением и рутением (обзор). Часть 2 // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 2 (71). С. 3–22. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 01.12.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-3-22.
4. D'Souza N., Li W., Argyrakis C. et al. On the Evolution of Primary Gamma Prime Precipitates During High Temperature and High Strain Rate Deformation and Subsequent Heat Treatment in the Ni-Based Superalloy, RR1000 // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2019. Vol. 50A. P. 4205–4222.
5. Aoki C., Ueno T., Ohno T. Influence of hot working conditions on grain growth behavior of Alloy 718 // *Superalloys 2016*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2016. P. 609–617.
6. Parr I.M.D., Jackson T.J., Hardy M.C. et al. In homogeneous grain coarsening behavior in super-solvus heat treated nickel-based superalloy RR1000 // *Superalloys 2016*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2016. P. 447–456.
7. Thomas J.-P., Bauchet E., Dumont C., Montheille F. Electrone Backscattered Diffraction Investigation and Modeling of the Microstructural Evolutions of Superalloy 718 During Hot Deformation // *Superalloys 2004*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2004. P. 959–968.
8. Tu Wen, Pollock Tresa M. Grain scale straining processes during high temperature compression of a PM disk alloy // *Superalloys 2008*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2008. P. 395–403.
9. Kienl C., Leon-Cazares F.D., Rae C.M.F. Deformation twinning during high temperature compression tests of the Ni-base superalloy ATI 718Plus // *Acta Materialia*. 2022. Vol. 225. No. 4–5. P. 1–21. DOI: 10.1016/j.actamat.2019.12.047.
10. Lin L., Xu P., Wang P. et al. Dissolution of η phase and evolution of dynamically recrystallized grains in ATI 718Plus superalloy during hot compressive deformation // *Journal of Materials Research and Technology*. 2024. Vol. 30. P. 4612–4624.
11. Azarbarmasa M., Aghaie-Khafria M., Cabrera J.M., Calvo J. Dynamic recrystallization mechanisms and twinning evolution during hot deformation of Inconel 718 // *Materials Science & Engineering A*. 2016. Vol. 678. P. 137–152. DOI: 10.1016/j.msea.2016.09.100.
12. Xie B., Yu H., Sheng T. et al. Discontinuous Dynamic Recrystallization and Continuous Dynamic Recrystallization of an as-cast nickel-based superalloy during hot compression at γ' sub-/super-solvus temperatures // *Journal of Alloys and Compounds*. 2019. Vol. 803. P. 16–29. DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.06.202.
13. Lv S., Chen J., He X. et al. Investigation on Sub-Solvus Recrystallization Mechanisms in an Advanced γ - γ' Nickel-Based Superalloy GH4151 // *MDPI Materials*. 2020. Vol. 13. P. 4553. DOI: 10.3399/ma13204553.
14. Cuia J., Liu Y., Zhong L. et al. Microstructure and γ' phase evolution characteristics of novel nickel-based superalloy during compression // *Journal of Materials Research and Technology*. 2024. Vol. 33. P. 9968–9978.
15. Charpagne M.-A., Billot T., Franchet J.-M., Bozzolo N. Heteroepitaxial Recrystallization, a new Recrystallization Mechanism in sub-solvus Forged γ - γ' Nickel-Based Superalloys with low Lattice Mismatch // *Proceedings of the 6th International Conference on Recrystallization and Grain Growth (ReX&GG 2016)*. TMS, 2016. P. 259–264.

16. Charpagne M.-A., Billot T., Franchet J.-M., Bozzolo N. Heteroepitaxial Recrystallization Observed in Rene65TM and Udimet720TM: A new Recrystallization Mechanism Possibly Occuring in All Low Lattice Mismatch γ - γ' Superalloys? // *Superalloys 2016*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2016. P. 417–426.
17. Петрушин Н.В., Висик Е.М., Елютин Е.С. Усовершенствование химического состава и структуры литейного жаропрочного никелевого сплава с малой плотностью. Часть 2 // *Труды ВИАМ*. 2021. № 4 (98). С. 3–15. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.12.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-4-3-15.
18. Петрушин Н.В., Зайцев Д.В., Светлов И.Л., Карашаев М.М., Епишин А.И. Механизмы ползучести в интервале температур 750–850 °С жаропрочного никелевого сплава с нулевым γ/γ' -мисфитом // *Труды ВИАМ*. 2023. № 12 (130). С. 3–18. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.12.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-12-3-18.
19. Мартин Дж., Доэрти Р. Стабильность микроструктуры металлических систем. М.: Атомиздат, 1978. 280 с.
20. Reed R.C. *The Superalloys. Fundamentals and Applications*. Cambridge: University Press, 2006. 372 p.
21. Горелик С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов. 2-е изд. М.: Metallurgy, 1978. 568 с.
22. Hardy M.C., Detrois M., Mcdevitt E.T. et al. Solving Recent Challenges for Wrought Ni-Base Superalloys // *Metallurgical and Materials Transactions: 50th anniversary collection*. Springer, 2020. Vol. 51A. P. 2626–2650.
23. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов: учеб. пособие. Изд. 3-е, испр. и доп. М.: Metallurgy, 1978. 392 с.
24. Рогожкин С.В., Бер Л.Б., Никитин А.А. и др. Исследование гранулированного никелевого сплава методом атомно-зондовой томографии // *Физика металлов и металловедение*. 2020. Т. 121. № 1. С. 1–12.
25. Barba D., Alabort E., Pedrazzini S. et al. On the microtwinning mechanism in a single crystal superalloy // *Acta Materialia*. 2017. Vol. 135. P. 314–329. DOI: 10.1016/j.actamat.2017.05.072.
26. Smith T.M., Esser B.D., Antolin N. et al. Segregation and η phase formation along stacking faults during creep at intermediate temperatures in Ni-base superalloys // *Acta Materialia*. 2015. Vol. 100. P. 19–31. DOI: 10.1016/j.actamat.2015.08.053.
27. Barba D., Smith T.M., Miao J. et al. Segregation-assisted plasticity in Ni-based superalloys // *Metallurgical Materials Transactions*. 2018. Vol. 49A. P. 4173–4185. DOI: 10.1007/s11661-018-4567-6.
28. Smith T.M., Gabb T.P., Wertz K.N. et al. Enhancing the creep strength of next-generation disk superalloys via local phase transformation strengthening // *Superalloys 2020*. Pennsylvania: Minerals, Metals, Materials Series, 2020. P. 726–736.
29. Liliensten L., Antonov S., Gault B. et al. Enhanced creep performance in a polycrystalline superalloy driven by atomic-scale phase transformation along planar faults // *Acta Materialia*. 2021. Vol. 202. P. 232–242.
30. Viswanathan G.B., Sarosi P.M., Henry M.F. et al. Investigation of creep deformation mechanisms at intermediate temperatures in René 88 DT // *Acta Materialia*. 2005. Vol. 53. No. 10. P. 3041–3057.
31. Saada G., Veyssiere P. Kear-Wiltsdorf locks and mechanical properties of $L1_2$ alloys // *MRS Online Proceedings Library*. 1992. Vol. 288. P. 411–416. DOI: 10.1557/PROC-288-411.
32. Rae C., Vorontsov V., Kovarik L., Mills M. Dislocations in a Ni-based superalloy during low temperature creep // *MATEC Web of Conferences 14*. EDP Sciences, 2014. Art. 01006. DOI: 10.1051/matecconf/20141401006.
33. Smith T.M., Unocic R.R., Deutchman H., Mills M.J. Creep deformation mechanism mapping in nickel base disk superalloys // *Materials at High Temperatures*. 2016. Vol. 33. No. 4-5. P. 372–383. DOI: 10.1080/09603409.2016.1180858.
34. Wang G., Chen M., Lin Y. et al. Recrystallization nucleation under close-set δ phase in a nickel-based superalloy during annealing // *Journal of Materials Science & Technology*. 2022. Vol. 115. P. 166–176.
35. Jena A.K., Chaturvedj M.C. The role of alloying elements in the design of nickel-base superalloys // *Journal of Materials Science*. 1984. Vol. 19. P. 3121–3139.

36. Murakumo T., Kobayashi T., Koizumi Y., Harada H. Creep behavior of Ni-base single-crystal superalloys with various γ' volume fraction // *Acta Materialia*. 2004. Vol. 52. No. 12. P. 3737–3744.
37. Unocic R.R., Vismanathan G.B., Sarosi P.M. et al. Mechanisms of creep deformation in polycrystalline Ni-base disk superalloy // *Materials Science and Engineering A*. 2008. Vol. 483–484. P. 25–32.
38. Светлов И.Л., Зайцев Д.В., Карашаев М.М., Епишин А.И., Петрушин Н.В. Микросегрегация легирующих элементов на деформационных дефектах структуры в гранулированном никелевом сплаве // *Физика металлов и металловедение*. 2023. Т. 124. № 6. С. 517–523.
39. Бер Л.Б., Рогожкин С.В., Хомич А.А., Залужный А.Г. Распределение атомов легирующих элементов между частицами γ - и γ' -фаз в жаропрочном никелевом сплаве // *Физика металлов и металловедение*. 2022. Т. 123. № 2. С. 177–191.
40. Светлов И.Л., Петрушин Н.В., Епишин А.И., Карашаев М.М., Елютин Е.С. Монокристаллы жаропрочных никелевых сплавов, легированных рением и рутением (обзор). Часть 1 // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 1 (70). С. 30–50. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 01.12.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-30-50.
41. Link T., Epishin A., Brückner U., Portella P.D. Increase of misfit during creep of superalloys and its correlation with deformation // *Acta Materialia*. 2000. Vol. 48. No. 8. P. 1981–1994. DOI: 10.1016/S1359-6454(99)00456-5.

References

1. Kablov E.N. The strategic directions of development of materials and technologies of their processing for the period to 2030. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2012, no. S, pp. 7–17.
2. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
3. Svetlov I.L., Petrushin N.V., Epishin A.I., Karashaev M.M., Elyutin E.S. Single crystals of nickel-based superalloys alloyed with rhenium and ruthenium (review). Part 2. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 2 (71), pp. 3–22. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: December 01, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-3-22.
4. D'Souza N., Li W., Argyrakis C. et al. On the Evolution of Primary Gamma Prime Precipitates During High Temperature and High Strain Rate Deformation and Subsequent Heat Treatment in the Ni-Based Superalloy, RR1000. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2019, vol. 50A, pp. 4205–4222.
5. Aoki C., Ueno T., Ohno T. Influence of hot working conditions on grain growth behavior of Alloy 718. *Superalloys 2016*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2016, pp. 609–617.
6. Parr I.M.D., Jackson T.J., Hardy M.C. et al. In homogeneous grain coarsening behavior in supersolvus heat treated nickel-based superalloy RR1000. *Superalloys 2016*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2016, pp. 447–456.
7. Thomas J.-P., Bauchet E., Dumont C., Montheille F. Electrone Backscattered Diffraction Investigation and Modeling of the Microstructural Evolutions of Superalloy 718 During Hot Deformation. *Superalloys 2004*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2004, pp. 959–968.
8. Tu Wen, Pollock Tresa M. Grain scale straining processes during high temperature compression of a PM disk alloy. *Superalloys 2008*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2008, pp. 395–403.
9. Kienl C., Leon-Cazares F.D., Rae C.M.F. Deformation twinning during high temperature compression tests of the Ni-base superalloy ATI 718Plus. *Acta Materialia*, 2022, vol. 225, no. 4–5, pp. 1–21. DOI: 10.1016/j.actamat.2019.12.047.
10. Lin L., Xu P., Wang P. et al. Dissolution of η phase and evolution of dynamically recrystallized grains in ATI 718Plus superalloy during hot compressive deformation. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, vol. 30, pp. 4612–4624.
11. Azarbarmasa M., Aghaie-Khafria M., Cabrera J.M., Calvo J. Dynamic recrystallization mechanisms and twinning evolution during hot deformation of Inconel 718. *Materials Science & Engineering A*, 2016, vol. 678, pp. 137–152. DOI: 10.1016/j.msea.2016.09.100.

12. Xie B., Yu H., Sheng T. et al. Discontinuous Dynamic Recrystallization and Continuous Dynamic Recrystallization of an as-cast nickel-based superalloy during hot compression at γ' sub-/super-solvus temperatures. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, vol. 803, pp. 16–29. DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.06.202.
13. Lv S., Chen J., He X. et al. Investigation on Sub-Solvus Recrystallization Mechanisms in an Advanced γ - γ' Nickel-Based Superalloy GH4151. *MDPI Materials*, 2020, vol. 13, p. 4553. DOI: 10.3399/ma13204553.
14. Cuia J., Liu Y., Zhong L. et al. Microstructure and γ' phase evolution characteristics of novel nickel-based superalloy during compression. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, vol. 33, pp. 9968–9978.
15. Charpagne M.-A., Billot T., Franchet J.-M., Bozzolo N. Heteroepitaxial Recrystallization, a new Recrystallization Mechanism in sub-solvus Forged γ - γ' Nickel-Based Superalloys with low Lattice Mismatch. *Proceedings of the 6th International Conference on Recrystallization and Grain Growth (ReX&GG 2016)*. TMS, 2016, pp. 259–264.
16. Charpagne M.-A., Billot T., Franchet J.-M., Bozzolo N. Heteroepitaxial Recrystallization Observed in Rene65TM and Udimet720TM: A new Recrystallization Mechanism Possibly Occuring in All Low Lattice Mismatch γ - γ' Superalloys? *Superalloys 2016*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2016, pp. 417–426.
17. Petrushin N.V., Visik E.M., Elyutin E.S. Improvement of the chemical composition and structure of castable nickel-base superalloy with low density. Part 2. *Trudy VIAM*, 2021, no. 4 (98), pp. 3–15. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 01, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-4-3-15.
18. Petrushin N.V., Zaitsev D.V., Svetlov I.L., Karashaev M.M., Epishin A.I. Mechanisms of creep in the temperature range 750–850 °C of nickel-based superalloy with zero γ/γ' -lattice misfit. *Trudy VIAM*, 2023, no. 12 (130), pp. 3–18. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 01, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-12-3-18.
19. Martin J., Doherty R. *Stability of the microstructure of metallic systems*. Moscow: Atomizdat, 1978, 280 p.
20. Reed R.C. *The Superalloys. Fundamentals and Applications*. Cambridge: University Press, 2006, 372 p.
21. Gorelik S.S. *Recrystallization of metals and alloys*. 2nd ed. Moscow: Metallurgiya, 1978, 568 p.
22. Hardy M.C., Detroy M., Mcdevitt E.T. et al. Solving Recent Challenges for Wrought Ni-Base Superalloys. *Metallurgical and Materials Transactions: 50th anniversary collection*. Springer, 2020, vol. 51A, pp. 2626–2650.
23. Novikov I.I. *Theory of heat treatment of metals: textbook*. 3rd ed., corr. and add. Moscow: Metallurgiya, 1978, 392 p.
24. Rogozhkin S.V., Ber L.B., Nikitin A.A. et al. Study of granulated nickel alloy by atomic probe tomography. *Fizika metallov i metallovedenie*, 2020, vol. 121, no. 1, pp. 1–12.
25. Barba D., Alabort E., Pedrazzini S. et al. On the microtwinning mechanism in a single crystal superalloy. *Acta Materialia*, 2017, vol. 135, pp. 314–329. DOI: 10.1016/j.actamat.2017.05.072.
26. Smith T.M., Esser B.D., Antolin N. et al. Segregation and η phase formation along stacking faults during creep at intermediate temperatures in Ni-base superalloys. *Acta Materialia*, 2015, vol. 100, pp. 19–31. DOI: 10.1016/j.actamat.2015.08.053.
27. Barba D., Smith T.M., Miao J. et al. Segregation-assisted plasticity in Ni-based superalloys. *Metallurgical Materials Transactions*, 2018, vol. 49A, pp. 4173–4185. DOI: 10.1007/s11661-018-4567-6.
28. Smith T.M., Gabb T.P., Wertz K.N. et al. Enhancing the creep strength of next-generation disk superalloys via local phase transformation strengthening. *Superalloys 2020*. Pennsylvania: Minerals, Metals, Materials Series, 2020, pp. 726–736.
29. Liliensten L., Antonov S., Gault B. et al. Enhanced creep performance in a polycrystalline superalloy driven by atomic-scale phase transformation along planar faults. *Acta Materialia*, 2021, vol. 202, pp. 232–242.
30. Viswanathan G.B., Sarosi P.M., Henry M.F. et al. Investigation of creep deformation mechanisms at intermediate temperatures in René 88 DT. *Acta Materialia*, 2005, vol. 53, no. 10, pp. 3041–3057.

31. Saada G., Veyssiere P. Kear-Wiltsdorf locks and mechanical properties of L1₂ alloys. *MRS Online Proceedings Library*, 1992, vol. 288, pp. 411–416. DOI: 10.1557/PROC-288-411.
32. Rae C., Vorontsov V., Kovarik L., Mills M. Dislocations in a Ni-based superalloy during low temperature creep. *MATEC Web of Conferences 14*. EDP Sciences, 2014, art. 01006. DOI: 10.1051/mateconf/20141401006.
33. Smith T.M., Unocic R.R., Deutchman H., Mills M.J. Creep deformation mechanism mapping in nickel base disk superalloys. *Materials at High Temperatures*, 2016, vol. 33, no. 4-5, pp. 372–383. DOI: 10.1080/09603409.2016.1180858.
34. Wang G., Chen M., Lin Y. et al. Recrystallization nucleation under close-set δ phase in a nickel-based superalloy during annealing. *Journal of Materials Science & Technology*, 2022, vol. 115, pp. 166–176.
35. Jena A.K., Chaturvedj M.C. The role of alloying elements in the design of nickel-base superalloys. *Journal of Materials Science*, 1984, vol. 19, pp. 3121–3139.
36. Murakumo T., Kobayashi T., Koizumi Y., Harada H. Creep behavior of Ni-base single-crystal superalloys with various γ' volume fraction. *Acta Materialia*, 2004, vol. 52, no. 12, pp. 3737–3744.
37. Unocic R.R., Vismanathan G.B., Sarosi P.M. et al. Mechanisms of creep deformation in polycrystalline Ni-base disk superalloy. *Materials Science and Engineering A*, 2008, vol. 483–484, pp. 25–32.
38. Svetlov I.L., Zaitsev D.V., Karashaev M.M., Epishin A.I., Petrushin N.V. Microsegregation of Alloying Elements on Deformation-Induced Structural Defects in a Granulated Nickel Alloy. *Fizika metallov i metallovedenie*, 2023, vol. 124, no. 6, pp. 517–523.
39. Ber L.B., Rogozhkin S.V., Khomich A.A., Zaluzhny A.G. Distribution of alloying element atoms between particles of the γ - and γ' -phases in a heat-resistant nickel alloy. *Fizika metallov i metallovedenie*, 2022, vol. 123, no. 2, pp. 177–191.
40. Svetlov I.L., Petrushin N.V., Epishin A.I., Karashaev M.M., Elyutin E.S. Single crystals of nickel-based superalloys alloyed with rhenium and ruthenium (review). Part 1. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 1 (70), pp. 30–50. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: December 01, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-30-50.
41. Link T., Epishin A., Brückner U., Portella P.D. Increase of misfit during creep of superalloys and its correlation with deformation. *Acta Materialia*, 2000, vol. 48, no. 8, pp. 1981–1994. DOI: 10.1016/S1359-6454(99)00456-5.

Информация об авторах

Карашаев Мухамед Муаедович, начальник сектора, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Петрушин Николай Васильевич, главный научный сотрудник, д.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Зайцев Денис Владимирович, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Светлов Игорь Леонидович, главный научный сотрудник, д.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Mukhamed M. Karashaev, Head of Sector, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Nikolay V. Petrushin, Chief Researcher, Doctor of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Denis V. Zaitsev, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Igor L. Svetlov, Chief Researcher, Doctor of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 22.01.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 30.01.2026.
The article was submitted 22.01.2026; approved and accepted for publication after reviewing 30.01.2026.