

Научная статья

УДК 669.245.018.44:621.373.826

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-7-43-62

ВЗАИМОСВЯЗЬ МИКРОСТРУКТУРЫ, МЕХАНИЗМОВ ПОЛЗУЧЕСТИ И ДЛИТЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ ВЖС1 И ВЖС3, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ

С.В. Неруш¹, Д.Г. Чубов¹, Д.И. Сухов¹, Ю.Ю. Капланский¹

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

Аннотация. Исследованы кинетика ползучести и длительная прочность жаропрочных никелевых сплавов ВЖС1 и ВЖС3, синтезированных методом селективного лазерного сплавления. По результатам изотермических испытаний на ползучесть в интервале температур от 850 до 950 °С определены численные значения степенного показателя напряжения матрицы $n = 6,24$ и эффективной энергии активации ползучести $Q \approx 613$ кДж/моль, которые указывают на преобладание дислокационных механизмов ползучести с доминирующим вкладом переползания дислокаций через когерентные выделения γ' -фазы. Значения показателя Q для разработанных сплавов превышают энергию самодиффузии никеля на 329 кДж/моль, что соответствует уровню литого сплава IN738LC. По уровню длительной прочности синтезированный сплав ВЖС1 имеет преимущества над сплавом IN939, тогда как высоколегированный сплав ВЖС3 при 1000 °С ($\sigma_{100} \approx 130$ МПа) близок к литому сплаву ВЖЛ12У (~ 140 МПа) и превосходит применяемые в аддитивном производстве жаропрочные сплавы.

Ключевые слова: селективное лазерное сплавление, жаропрочные никелевые сплавы, ползучесть, длительная прочность, энергия активации, параметр Ларсона–Миллера, γ' -фаза, ВЖС1, ВЖС3

Для цитирования: Неруш С.В., Чубов Д.Г., Сухов Д.И., Капланский Ю.Ю. Взаимосвязь микроструктуры, механизмов ползучести и длительной прочности жаропрочных никелевых сплавов ВЖС1 и ВЖС3, полученных методом селективного лазерного сплавления // Труды ВИАМ. 2026. № 7 (161). С. 43–62. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-7-43-62.

Scientific article

RELATIONSHIP BETWEEN MICROSTRUCTURE, CREEP MECHANISMS AND STRESS-RUPTURE STRENGTH OF THE VZhS1 AND VZhS3 NICKEL-BASED SUPERALLOYS PRODUCED BY SELECTIVE LASER MELTING

S.V. Nerush¹, D.G. Chubov¹, D.I. Sukhov¹, Yu.Yu. Kaplanskiy¹

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

Abstract. Isothermal creep tests in the range from 850 to 950 °C yielded a matrix stress exponent $n = 6,24$ and an effective activation energy $Q \approx 613$ kJ/mol, indicating that creep is governed by dislocation mechanisms with a dominant contribution of dislocation climb past coherent γ' precipitates. For the alloys developed, Q exceeds the nickel self-diffusion energy by

329 kJ/mol, which corresponds to the level of cast IN738LC. In terms of stress-rupture strength the VZhS1 alloy surpasses IN939, whereas at 1000 °C the highly alloyed VZhS3 alloy ($\sigma_{100} \approx 130$ MPa) approaches cast VZhL12U (~140 MPa) and exceeds the superalloys currently used in additive manufacturing.

Keywords: selective laser melting, nickel-based superalloys, creep, stress-rupture strength, activation energy, Larson–Miller parameter, γ' -phase, VZhS1, VZhS3

For citation: Nerush S.V., Chubov D.G., Sukhov D.I., Kaplanskiy Yu.Yu. Relationship between microstructure, creep mechanisms and stress-rupture strength of the VZhS1 and VZhS3 nickel-based superalloys produced by selective laser melting. *Trudy VIAM*, 2026, no. 7 (161), pp. 43–62. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-7-43-62.

Введение

Ресурс работы деталей горячей зоны турбин газотурбинных двигателей определяется сопротивлением ползучести и длительной прочностью в интервале рабочих температур. Рабочая и сопловые лопатки турбины низкого давления работают под постоянной нагрузкой при 800–1000 °C сотни и тысячи часов. В этих условиях включаются механизмы, которые при кратковременном растяжении отсутствуют: термически активируемое переползание дислокаций через когерентные выделения, диффузионная кавитация на границах зерен, коагуляция и направленная коалесценция γ' -фазы [1–3].

Отечественный опыт внедрения технологии селективного лазерного сплавления (СЛС) в производство ответственных деталей газотурбинных двигателей ограничен применением жаропрочных никелевых сплавов с малой объемной долей γ' -фазы ($f_{\gamma'}$), в частности никелевых сплавов марок ЭП648 и ВЖ159 [4–7]. Однако уровень длительной прочности таких сплавов ограничен малой долей упрочняющей фазы, а их рабочая температура для теплонагруженных деталей не превышает 750 °C.

Адаптация литейных сплавов с высокой долей γ' -фазы в технологии СЛС ограничена их склонностью к образованию трещин в неравновесных условиях кристаллизации ванны расплава [8, 9]. Дополнительно значительный вклад в снижение длительной прочности синтезированных литейных сплавов типа ВЖЛ12У и СМ247LC (более чем в 2 раза в интервале температур от 900 до 1000 °C) вносят растворенные газовые и газообразующие примеси, в частности кислород и сера, способствующие охрупчиванию границ зерен и резкому снижению пластичности, а также непрерывные сетки карбидов, формирующиеся на стыках зерен [10].

В научно-технической литературе отмечена критически низкая жаропрочность синтезированных сплавов относительно литых. Авторы работы [11] показали, что сплав IN738LC, полученный методом СЛС, по длительной прочности заметно уступает литому аналогу из-за мелкозернистой структуры, выраженной текстуры и особенностей морфологии γ' -фазы. В работе [12] получен схожий результат при попытке адаптации сплава IN738LC к технологии СЛС, а в работе [13] – для несвариваемого никелевого сплава при испытаниях с низкой скоростью деформации. Авторы работы [14, 15] установили снижение ресурса синтезированного сплава IN939 относительно показателя литого аналога. Влияние направления построения и режима термической обработки на кинетику ползучести синтезированного сплава IN718 рассмотрено в работах [16, 17].

Сплавы ВЖС1 и ВЖС3 разработаны непосредственно для технологии СЛС на основе обобщенного критерия трещиностойкости: сплав ВЖС1 [18] – направленной модификацией системы легирования сплава IN939, сплав ВЖС3 – обратным решением задачи при объемной доле γ' -фазы ~60 %. Синтез сплава без образования трещин сам по себе еще не означает, что синтезированный материал обеспечивает необходимый уровень длительной прочности, как литой сплав-аналог: критерий оптимизирует

технологичность, а жаропрочность учитывает только как ограничение по объемной доле γ' -фазы. Установить, не сопровождается ли достигнутая трещиностойкость снижением сопротивления ползучести, можно только испытаниями на ползучесть и длительную прочность [19].

Цель работы – установить взаимосвязь микроструктуры, доминирующих механизмов ползучести и длительной прочности для новых жаропрочных никелевых сплавов марок ВЖС1 и ВЖС3, разработанных для технологии СЛС.

Материалы и методы

Исследованы жаропрочные никелевые сплавы ВЖС1 ($f_{\gamma'} = 35\text{--}40\%$) и ВЖС3 ($f_{\gamma'} \approx 60\%$), составы которых разработаны на основе критерия трещиностойкости с применением CALPHAD-оптимизации.

Металлопорошковые композиции получали газовой атомизацией расплава в среде аргона (рабочая фракция размером 10–63 мкм). Образцы синтезировали на промышленной установке СЛС в защитной атмосфере аргона при содержании кислорода $<0,1\%$ (объемн.) с подогревом подложки до 200 °С. Построение вели в направлении XZ – параллельно оси построения.

Образцы сплава ВЖС1 после синтеза подвергали полной термической обработке, включавшей горячее изостатическое прессование, рекристаллизационный отжиг при температуре меньше температуры сольвус (T_{solv}) и трехступенчатое старение при температуре $<T_{\text{solv}}$. Образцы сплава ВЖС3 подвергали горячему изостатическому прессованию и двухступенчатому старению. Температуру контролировали термopарами с погрешностью ± 5 °С. Все результаты механических испытаний относятся к этим структурным состояниям.

Зеренную структуру и специальные границы изучали методом дифракции обратно рассеянных электронов (Electron Backscatter Diffraction – EBSD) при ускоряющем напряжении 20 кВ и шаге растра 0,5–2,0 мкм с построением карт ориентации зерен в углах Эйлера для состояний после синтеза и полной термической обработки.

Морфологию и субструктуру изучали методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) при ускоряющем напряжении 200 кВ в режиме светлого поля. Фазовый состав контролировали дифракцией на выделенной области (Selected Area Electron Diffraction – SAED) вдоль оси зоны $<100>$ по наличию или отсутствию сверхструктурных отражений типа $\{100\}$ и $\{110\}$, характерных для упорядоченной структуры L_{12} интерметаллида $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$. Характер межфазного сопряжения γ/γ' оценивали методом микроскопии высокого разрешения.

Количественные параметры γ' -фазы – количество измеренных частиц N , средний эквивалентный диаметр d_{eq} , медианный диаметр d_{50} , стандартное отклонение $s(d)$, поверхностная плотность выделений N_A и межчастичное расстояние λ (вычисленное как обратный квадратный корень из поверхностной плотности выделений, т. е. как расстояние между центрами частиц в плоскости шлифа, а не как межчастичный просвет) – определяли обработкой изображений сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) в плоскости XZ по выборке из 86–92 частиц на состояние.

Изотермическую ползучесть сплава ВЖС1 определяли при температурах 850, 900 и 950 °С и постоянных напряжениях от 209 до 497 МПа. Испытания проводили в режиме прерванной ползучести – ни один образец не доводили до разрушения. Такая постановка исключает III стадию и разрушение, а вместе с ними влияние кавитации и роста микротрещин на определяемые параметры, что позволяет отнести результат к стационарному дислокационному механизму. Накопленная к моменту остановки деформация составляла от долей до нескольких процентов, чего достаточно для выхода на стационарный режим и определения минимальной деформации ε_{min} .

Длительную прочность определяли по ГОСТ 10145–81 при одноосном растяжении до разрушения: для сплава ВЖС1 – при 800 и 900 °С, для сплава ВЖС3 – при 800, 900 и 1000 °С. На каждом уровне нагружения испытывали от двух до четырех параллельных образцов, что позволило оценить стохастический разброс ресурса. Дополнительно определяли характеристики пластичности при разрушении – относительное удлинение и относительное сужение.

Параметры регрессионных моделей определяли методом наименьших квадратов, качество аппроксимации оценивали по коэффициенту детерминации R^2 . Разброс ресурса характеризовали коэффициентом вариации $CV(\tau) = s(\tau)/\bar{\tau}$.

Результаты и обсуждение

Сопротивление ползучести определяется микроструктурой, поэтому анализ начат с установления типа структуры, формирующейся в сплаве ВЖС1, и создаваемых ею барьеров движению дислокаций, и лишь затем рассмотрена кинетика деформации. Состояния после синтеза и полной термической обработки различаются не количественно, а по типу структуры.

Светлопольные ПЭМ-изображения синтезированного материала (рис. 1) показывают иерархическую дефектную субструктуру. На обзорном снимке (рис. 1, а) поле зрения разделено на ультрамелкие кристаллиты и субзерна, различающиеся дифракционным контрастом, а границы между соседними доменами видны как протяженные яркие полосы. При большем увеличении (рис. 1, б) внутри доменов регистрируются линии дислокационного контраста, их пересечения и участки локального уплотнения, складывающиеся в ячеистую субструктуру и дислокационные стенки – зародыши низкоугловых границ.

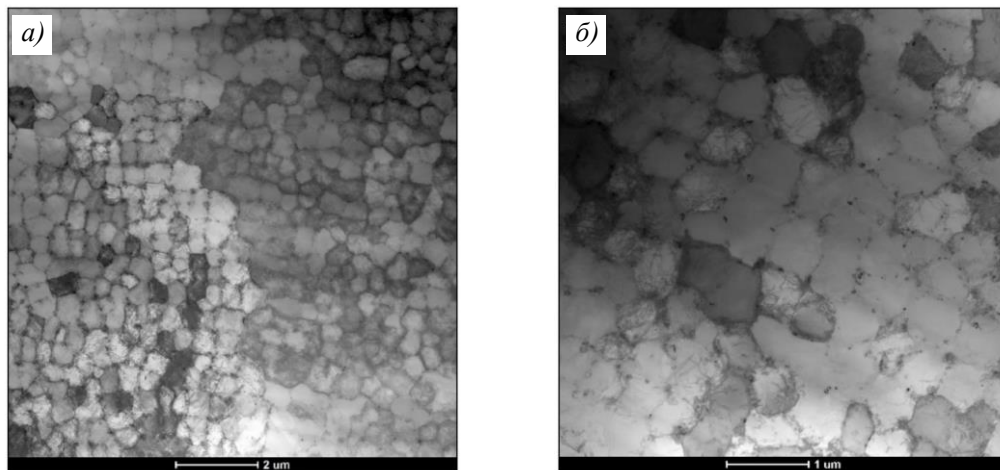


Рис. 1. Светлопольные ПЭМ-изображения микроструктуры сплава ВЖС1 после синтеза: а – субзерненная структура с ориентационным контрастом и высокой мозаичностью; б – дислокационные скопления и локальные зоны повышенной плотности дефектов

Формирование такой субструктуры определяется условиями синтеза. Термические напряжения оцениваются как $\sigma_{th} \approx E\alpha\Delta T/(1 - \nu)$, где $E \approx 155$ ГПа – модуль упругости γ -матрицы при 800 °С, $\alpha \approx 13 \cdot 10^{-6}$ К⁻¹ – температурный коэффициент линейного расширения, $\nu \approx 0,3$ – коэффициент Пуассона. При локальных перепадах температуры $\Delta T \approx 500$ –1000 К, характерных для зоны повторного нагрева, термические напряжения достигают 1,4–2,9 ГПа, т. е. многократно превышают предел текучести, что обеспечивает

плотность дислокаций $\rho \approx 10^{14}–10^{15} \text{ м}^{-2}$ и характерную длину свободного пробега дислокаций между узлами закрепления $\lambda_{disl} \approx 50–200 \text{ нм}$.

Важно, что на всех участках поля зрения отсутствуют дисперсные включения, которые по морфологии и контрасту можно было бы отнести к γ' -фазе. Электронная дифракция это подтверждает: на электронограммах вдоль оси зоны $\langle 100 \rangle$ присутствуют только фундаментальные отражения неупорядоченной гранецентрированной кубической (ГЦК) решетки γ -фазы типа $\{200\}$, $\{020\}$ и $\{220\}$, а сверхструктурные рефлексы $\{100\}$ и $\{110\}$, регистрация которых служит необходимым и достаточным условием идентификации γ' -фазы ($\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$), отсутствуют.

Отсутствие γ' -фазы в синтезированном состоянии является выполнением условия $\tau_n > \tau_{cool}$, заложенного при проектировании состава: повышенное отношение Nb/Ti увеличивает характерное время зарождения γ' -фазы настолько, что оно превышает время пребывания материала при температуре $< T_{solv}$ при характерных для СЛС скоростях охлаждения ($\tau_{cool} \approx 10^{-2}–10^0 \text{ с}$). Синтезированный материал представляет собой метастабильный пересыщенный однофазный γ -раствор, т. е. исходное состояние, из которого термической обработкой формируется целевая структура без необходимости растворения унаследованных от синтеза выделений.

Полная термическая обработка изменяет тип структуры. Метастабильный пересыщенный γ -раствор с дислокационным упрочнением сменяется термодинамически стабильной двухфазной γ/γ' -системой, в которой сопротивление деформации определяется дисперсионным упрочнением когерентными выделениями упорядоченного интерметаллида.

На светлопольных ПЭМ-изображениях (рис. 2) видна система дисперсных выделений преимущественно округлой морфологии, равномерно распределенных в объеме γ -матрицы. При большем увеличении (рис. 2, б) различимы две размерные фракции: крупная γ' -фаза ($d \approx 80–150 \text{ нм}$), почти равноосная, и развитая мелкая ($d \approx 15–40 \text{ нм}$), заполняющая каналы между крупными частицами. Бимодальность закономерна и задана трехступенчатым старением: на первой ступени формируется основная γ' -фаза, на второй и третьей при более низких температурах из остаточного пересыщения γ -раствора дозарождается мелкая фракция и стабилизируется γ/γ' -структура.

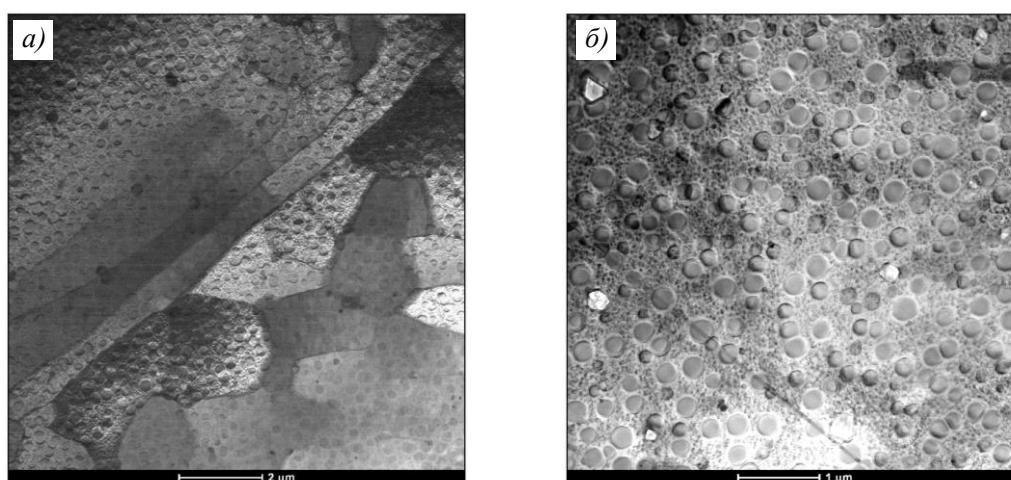


Рис. 2. Светлопольные ПЭМ-изображения микроструктуры сплава ВЖС1 после полной термической обработки: а – обзорный участок γ/γ' -структуры; б – бимодальное распределение выделений γ' -фазы по размерам

Крупная фракция (γ' -фаза) обнаруживается методом СЭМ, что позволяет измерить ее параметры статистически. Снимки при увеличении $\times 25000$ для двух состояний (после первой ступени старения и полного цикла) приведены на рис. 3, количественные результаты их обработки – в табл. 1.

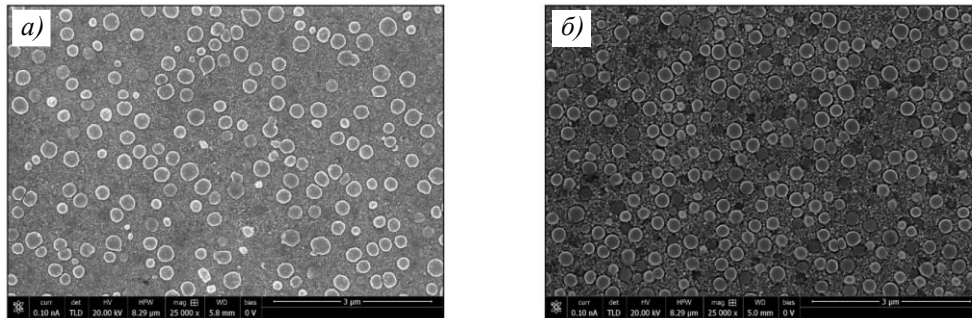


Рис. 3. СЭМ-изображения ($\times 25000$) микроструктуры сплава ВЖС1: *а* – после рекристаллизационного отжига и первой ступени старения; *б* – после отжига и полного цикла старения

Таблица 1

**Количественные параметры γ' -фазы сплава ВЖС1
по данным обработки СЭМ-изображений (плоскость XZ)**

Состояние	N , шт.	d_{eq} , мкм	d_{50} , мкм	$s(d)$, мкм	N_A , мкм $^{-2}$	λ , мкм
Отжиг + первая ступень старения	92	0,061	0,047	0,040	2,33	0,655
Отжиг + полный цикл старения	86	0,102	0,093	0,051	2,18	0,677
Примечание. N – количество измеренных частиц; d_{eq} – средний эквивалентный диаметр; d_{50} – медианный диаметр; $s(d)$ – стандартное отклонение; N_A – поверхностная плотность выделений; λ – межчастичное расстояние.						

Вторая и третья ступени старения увеличивают средний эквивалентный диаметр крупной фракции с 0,061 до 0,102 мкм при незначительном снижении поверхностной плотности выделений с 2,33 до 2,18 мкм $^{-2}$ и практически неизменном межчастичном расстоянии $\lambda = 0,655\text{--}0,677$ мкм. Следует оговорить, что СЭМ позволяет обнаружить только крупную фракцию, тогда как мелкая (15–40 нм) находится за пределами ее разрешения и выявляется методом ПЭМ, поэтому приведенные в табл. 1 значения d_{eq} и λ характеризуют крупные выделения. Объемная доля γ' -фазы по расчету CALPHAD составляет $f_{\gamma'} = 35\text{--}40\%$.

Бимодальное распределение благоприятно для дисперсионного упрочнения: оно балансирует эффективное межчастичное расстояние λ_{eff} , от которого зависит напряжение Орована $\tau_{Or} \propto Gb/\lambda_{eff}$ (G – модуль сдвига; b – вектор Бюргерса), и одновременно сохраняет высокую объемную долю упрочняющей фазы.

Принадлежность округлых выделений к γ' -фазе установлена методом электронной дифракции. На электронограммах из характерных областей после полной термической обработки (рис. 4) появляются дополнительные точечные рефлексы, не индицируемые в рамках неупорядоченной ГЦК-решетки, – сверхструктурные отражения типа $\{100\}$ и $\{110\}$, характерные для упорядоченной структуры L_{12} .

Относительная интенсивность сверхструктурных отражений меняется от участка к участку, что объясняется различием толщины фольги, ориентации выделений относительно оси зоны, соотношения γ - и γ' -фазы в окне апертуры и полидисперсностью γ' -фазы – у крупных и мелких выделений рефлексы различаются шириной и интенсивностью.

Эта вариативность также подтверждает бимодальность, наблюдаемую на светлопольных снимках. Наличие дальнего порядка означает, что при перерезании выделения сверхдислокацией возникает антифазная граница с энергией $\sim(0,15-0,20)$ Дж/м², создающая энергетический барьер перерезанию.

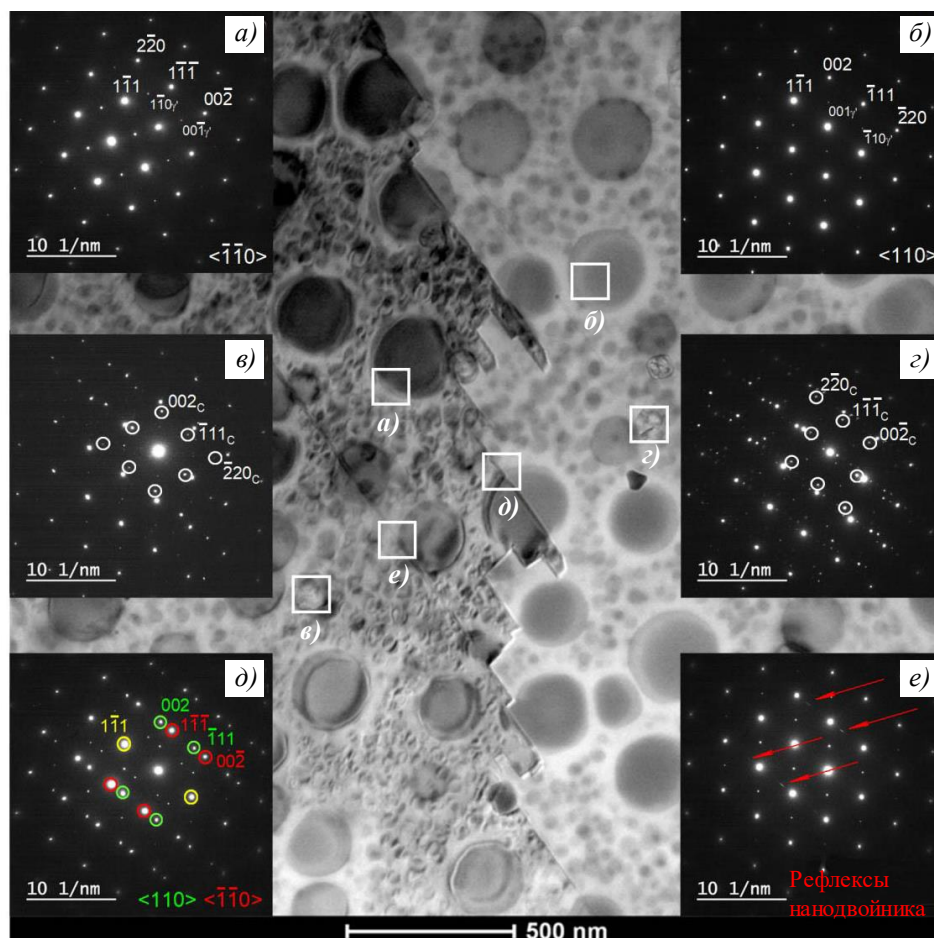


Рис. 4. ПЭМ-изображение и электронограммы (SAED) из характерных областей сплава ВЖС1 после полной термической обработки со сверхструктурными отражениями, характерными для упорядоченной γ' -фазы

Данные микроскопии высокого разрешения показывают, что межфазная граница γ/γ' когерентна: атомные плоскости с периодом, соответствующим межплоскостному расстоянию $d_{200} \approx 0,178$ нм, непрерывно прослеживаются при переходе через границу, признаки разрыва периодичности и периодических дислокаций несоответствия отсутствуют, а плавная криволинейная форма границы соответствует слабой анизотропии межфазной энергии при удлинении $|\delta| < 0,3$ %. Когерентность межфазной границы влияет на сопротивление ползучести по нескольким независимым механизмам. Протяженные упругие поля вокруг выделений накладываются на поле напряжений скользящей дислокации и создают параупругий барьер ее движению. Совпадение кристаллографических направлений скольжения в γ - и γ' -фазах организует механизм перерезания, сопротивление которому возрастает с увеличением энергии антифазной границы и радиуса выделения. Кроме того, низкий мисфит минимизирует упругую составляющую межфазной энергии и тем самым замедляет оствальдовское созревание, обеспечивая стабильный размер выделений при 850–950 °С. Карбиды MC, сформировавшиеся при

первичной кристаллизации, переживают полный цикл обработки и сохраняются как угловатые частицы с четкой огранкой, отличимые от округлых выделений γ' -фазы.

Дополнительный структурный фактор выявлен методом EBSD. Карты ориентации зерен в углах Эйлера для состояний после синтеза и полной термической обработки приведены на рис. 5.

После синтеза (рис. 5, а) структура образована протяженными столбчатыми зернами, вытянутыми вдоль оси построения и единообразно окрашенными, что соответствует выраженной текстуре $\langle 001 \rangle$ и отсутствию высокоугловых границ. Внутри зерен различимы плавные градиенты оттенка – низкоугловые субграницы с разориентацией $\langle (5-10) \rangle$ градусов, складывающиеся в субзеренную мозаику.

После полной термической обработки (рис. 5, б) регистрируется качественно иное состояние. Столбчатую структуру полностью сменяет мозаика равноосных зерен (40–100 мкм) с логнормальным распределением по размерам и широким спектром ориентаций, охватывающим почти все пространство Эйлера, что соответствует случайному распределению текстуры. Внутри рекристаллизованных зерен различимы двойники отжига – пластинчатые образования шириной от долей до нескольких микрометров, связанные с матричным зерном соотношением $\Sigma 3$ (поворот на 60 градусов вокруг плоскости $\langle 111 \rangle$) и видимые как резкие линейные границы со скачком цвета.

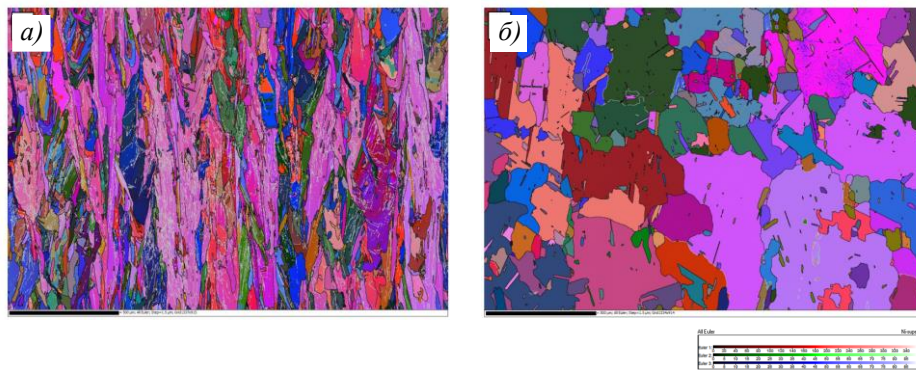


Рис. 5. Карты ориентации зерен сплава ВЖС1 в углах Эйлера после синтеза (а) и полной термической обработки (б)

Образование двойников при рекристаллизации закономерно для металлов с ГЦК-решеткой и умеренной энергией дефекта упаковки (для γ -матрицы легированных никелевых сплавов 30–80 мДж/м² в зависимости от состава [20], для чистого никеля: ~125 мДж/м²): мигрирующей высокоугловой границе энергетически выгоднее образовывать когерентную двойниковую границу, поскольку $\lambda_{\Sigma 3} \approx 0,03$ Дж/м² против $\lambda_{GB} \approx 0,8$ Дж/м² для обычной высокоугловой. Сформированная на стадии рекристаллизационного отжига сеть двойников при последующем старении статистически не меняется – размер зерен и доля двойниковых границ сохраняются, поскольку старение при температуре $< T_{\text{solv}}$ влияет на γ' -фазу внутри зерен, а зеренную структуру, закрепленную зинеровским торможением частиц, не затрагивает.

Когерентная двойниковая граница в ~25 раз менее энергична и заметно хуже проводит диффузию, чем обычная высокоугловая, поэтому устойчиво тормозит зернограницное скольжение и поток вакансий при ползучести. Повышение доли специальных границ $\Sigma 3$ в общей длине межзеренных границ признано одним из способов увеличить длительную прочность никелевых жаропрочных сплавов, поэтому развитая сеть двойников отжига в сплаве ВЖС1 представляет собой благоприятный структурный фактор, дополнительно повышающий сопротивление ползучести по зернограницному механизму.

При переходе от кратковременного растяжения к ползучести меняется ограничивающая стадия деформации. При растяжении сопротивление течению обеспечивают атермические барьеры – напряжение Орована, энергия антифазных границ, зернограничное упрочнение по Холлу–Петчу, а скорость деформации задает привод машины. При ползучести напряжение фиксировано и заведомо меньше предела текучести, деформация термически активируема и ее скорость определяет диффузия. Количественные параметры γ' -фазы входят в конститутивное уравнение не напрямую, а через эффективную энергию активации ползучести Q – интегральную меру барьерного сопротивления микроструктуры движению дислокаций.

Кривые изотермической ползучести для всех исследованных комбинаций температуры T и напряжения σ демонстрируют кинетику, характерную для поликристаллических жаропрочных никелевых сплавов с высокой долей γ' -фазы: выраженную I стадию с монотонно убывающей скоростью деформации, переходящую в II стадию с практически постоянной скоростью. Протяженная линейная область подтверждает выход на стационарный режим, в котором скорость генерации подвижных дислокаций уравновешена скоростью их закрепления на когерентных выделениях γ' -фазы и аннигиляции переползанием. Ограничивающей стадией служит термически активируемое переползание через упругое поле когерентного выделения, оно и задает наблюдаемую минимальную скорость деформации $\dot{\epsilon}_{\min}$.

Для каждого испытания значение $\dot{\epsilon}_{\min}$ определяли линейной аппроксимацией стационарного участка. Зависимость показателя $\dot{\epsilon}_{\min}$ от напряжения при постоянной температуре описывается степенным законом Нортона:

$$\dot{\epsilon}_{\min} = A\sigma^n \exp(-Q/RT), \quad (1)$$

где A – структурно-чувствительная предэкспоненциальная константа; n – показатель степени по напряжению; Q – эффективная энергия активации ползучести; R – универсальная газовая постоянная; T – абсолютная температура.

Линейная регрессия в координатах « $\ln \dot{\epsilon}_{\min} - \ln \sigma$ » продемонстрировала высокую корреляцию при всех трех температурах ($R^2 > 0,95$), а угловые коэффициенты изотермических прямых оказались близки, что свидетельствует о единстве деформационного механизма в исследованном интервале. Среднее значение показателя n составило $6,24 \pm 0,3$.

Величину n интерпретировали в рамках классификации механизмов ползучести. Для чистых металлов и разбавленных твердых растворов, где стационарную ползучесть контролирует объемная самодиффузия, показатель n составляет 4–5. Значения $n \approx 6$ –8 характерны для дисперсно-упрочненных систем, где дислокации преодолевают поля когерентных напряжений вокруг выделений, а геометрические параметры и энергия барьеров нелинейно зависят от приложенного напряжения. В модели порогового напряжения повышенное значение n трактуется как следствие существования порога σ_0 , ниже которого макроскопическая ползучесть подавлена, и истинная зависимость принимает вид:

$$\dot{\epsilon}_{\min} = A'(\sigma - \sigma_0)^{n'} \exp(-Q/RT), \quad (2)$$

где A' – предэкспоненциальная константа; $n' \approx 4$ –5 – истинный показатель степени, характерный для диффузионно-контролируемого переползания; σ_0 – пороговое напряжение, определяемое напряжением Орована:

$$\sigma_0 \approx M(Gb/2\pi\lambda)\ln(d/2r_0), \quad (3)$$

где M – фактор Тейлора; G – модуль сдвига; b – вектор Бюргерса; λ – межчастичное расстояние; d – средний диаметр выделений; r_0 – радиус ядра дислокации.

Наблюдаемое значение $n = 6,24$ является кажущимся показателем, завышенным относительно истинного значения $n' \approx 4-5$ вкладом порогового напряжения $\sigma_0 \approx 80-120$ МПа, и отражает барьерную функцию бимодальной когерентной γ/γ' -структуры сплава ВЖС1.

Полученную путем анализа кинетики оценку порога можно проверить независимо при исследовании структуры. Подстановка в уравнение (3) измеренных методом СЭМ параметров крупной фракции γ' -фазы – межчастичного расстояния $\lambda \approx 0,66$ мкм и среднего эквивалентного диаметра $d_{eq} \approx 0,06-0,10$ мкм (табл. 1) позволяет определить значение $\sigma_0 \approx 50-85$ МПа (при $G = 60-80$ ГПа и $M = 3,06$). Полученная величина меньше кинетической оценки (80–120 МПа) и должна рассматриваться как нижняя граница: приведенное в табл. 1 межчастичное расстояние соответствует расстоянию между центрами частиц крупной фракции, тогда как эффективный шаг препятствий задается невыявляемой методом СЭМ мелкой фракцией (15–40 нм) и заведомо меньше. С этой оговоркой структурная и кинетическая оценки согласуются по порядку величины, что не противоречит модели порогового напряжения и связывает наблюдаемый показатель $n = 6,24$ непосредственно с параметрами бимодальной γ/γ' -структуры из табл. 1.

Энергию активации определяли двумя независимыми способами. Первый – изонапряженная интерполяция: для каждой пары температур по аппроксимационным зависимостям $\langle \ln \dot{\epsilon}_{min} - \ln \sigma \rangle$ находили значение $\dot{\epsilon}_{min}$ при общем уровне напряжения, после чего строили зависимость $\ln \dot{\epsilon}_{min}$ от $1/T$ при $\sigma = \text{const}$, наклон которой равен $-Q/R$. Второй – глобальная аппроксимация всего массива линеаризованной формой уравнения Нортон

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A + n \ln \sigma - Q/(RT) \quad (4)$$

при одновременной оптимизации значений A , n и Q . Двумя способами получен согласующийся результат: $Q = 613 \pm 15$ кДж/моль, частные оценки по изонапряженной интерполяции находятся в интервале 600–620 кДж/моль. Постоянство значений Q в интервале температур 850–950 °С означает неизменность доминирующего механизма деформации.

По результатам совместной оптимизации конститутивное уравнение стационарной ползучести сплава ВЖС1 в интервале температур 850–950 °С и напряжений 209–497 МПа имеет вид:

$$\dot{\epsilon}_{min} = 4,6 \cdot 10^6 \sigma^{6,24} \exp(-613000/RT). \quad (5)$$

Предэкспоненциальный множитель $A = 4,6 \cdot 10^6 \text{ с}^{-1} \cdot \text{МПа}^{-6,24}$ интегрирует влияние параметров γ/γ' -микроструктуры, зеренного строения и карбидной составляющей на макроскопическую кинетику. Сопоставлением расчетных и экспериментальных значений $\dot{\epsilon}_{min}$ получено среднее квадратическое относительное отклонение $\leq (10-15) \%$, что подтверждает применимость модели Нортон в данном интервале условий.

Чтобы оценить влияние диффузии и проверить единство механизма, минимальные скорости деформации нормировали с использованием коэффициента объемной самодиффузии никеля:

$$D_{Ni} = D_0 \exp(-Q_{Ni}/RT), \quad (6)$$

где $D_0 = 1,9 \cdot 10^{-4} \text{ м}^2/\text{с}$ – предэкспоненциальный множитель; $Q_{Ni} = 284$ кДж/моль – энергия активации самодиффузии никеля [21].

Если ползучесть контролирует объемная самодиффузия, как в чистых металлах, нормированная скорость $\dot{\epsilon}_{min}/D_{Ni}$ зависит только от напряжений σ , но не от температуры T . В случае барьерного механизма при $Q > Q_{Ni}$ остается температурный остаток вида $\exp(-\Delta Q/RT)$, где $\Delta Q = Q - Q_{Ni} = 329$ кДж/моль. В координатах $\langle \lg(\dot{\epsilon}_{min}/D_{Ni}) - \lg \sigma \rangle$ точки

для трех температур группируются вблизи единой степенной зависимости с наклоном $n \approx 6,24$, но сохраняют расхождение по температуре, количественно согласующееся с расчетным значением $\exp(-\Delta Q/RT)$ при переходе от 850 к 950 °С. Это прямое подтверждение того, что ползучесть сплава ВЖС1 контролирует не простое диффузионное переползание, а барьерный механизм с участием когерентных выделений γ' -фазы.

Естественной точкой отсчета для показателя Q служит $Q_{Ni} = 284$ кДж/моль [21]. Превышение значения Q над Q_{Ni} для сплава ВЖС1 составляет $\Delta Q = 329$ кДж/моль, т. е. более чем двукратное, и количественно характеризует дополнительный барьер, который скользящая дислокация преодолевает при взаимодействии с когерентными выделениями. Барьер формируется в результате переползания через протяженные поля деформаций, диффузионного растворения и повторного осаждения γ' -фазы в области переползания и перестройки антифазных границ при прохождении сверхдислокации через упорядоченный интерметаллид. Сводное сопоставление полученных данных приведено в табл. 2 и на рис. 6.

Таблица 2

Сравнительные параметры ползучести никелевых жаропрочных сплавов

Сплав	Состояние	$f_{\gamma'}$, %	Q , кДж/моль	$\Delta Q = Q - Q_{Ni}$, кДж/моль	n	Литературный источник
ВЖС1	СЛС + полная термообработка	35–40	613	329	6,24	Данная работа
IN738LC	Литой	~40	590	306	4,7–10,1	[22]
IN718	Деформированный/ литой	15–20	446–492	162–208	4–8	[23]
CMSX-4 (γ -аналог)	Монокристалл, однофазный, без γ' -фазы	0	442	158	–	[24]
Ni	Самодиффузия	–	284	0	–	[21]

Примечание. $f_{\gamma'}$ – объемная доля γ' -фазы; Q – эффективная энергия активации ползучести; Q_{Ni} – энергия активации самодиффузии никеля; n – показатель степени по напряжению.

В табл. 2 выстроено распределение барьерных вкладов: от чистой самодиффузии ($\Delta Q = 0$) через однофазный γ -твердый раствор ($\Delta Q = 158$ кДж/моль) и системы с термодинамически нестабильными упрочняющими фазами ($\Delta Q = 162–208$ кДж/моль) к системам с высокой долей стабильной когерентной γ' -фазы ($\Delta Q = 306–329$ кДж/моль). Сплав ВЖС1 занимает верхнюю позицию данного распределения.

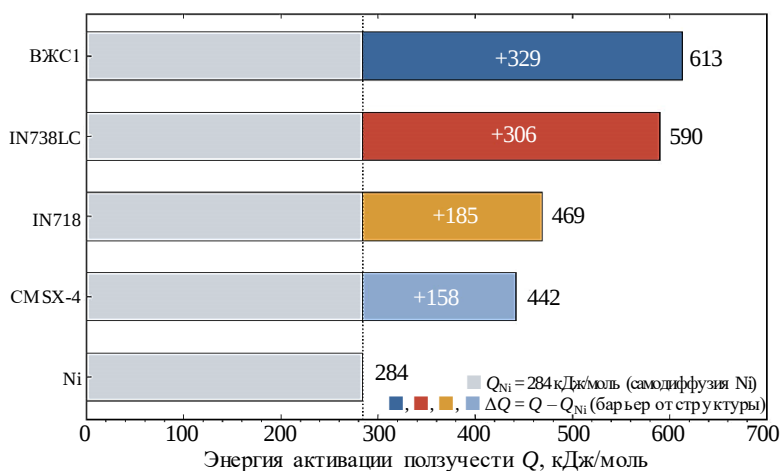


Рис. 6. Распределение энергии активации ползучести никелевых жаропрочных сплавов и вклад барьерной функции микроструктуры ΔQ (данные табл. 2)

Для литого сплава IN738LC (наиболее близкого объекта сравнения по доле γ' -фазы и системе легирования) $Q \approx 590$ кДж/моль [22], т. е. $\Delta Q \approx 306$ кДж/моль. Полученное для сплава ВЖС1 значение ΔQ превышает приведенное в научно-технической литературе на ~ 4 %, что указывает на сопоставимую или более эффективную барьерную функцию γ/γ' -структуры. Результат неочевиден на фоне результатов работ [11, 12, 14], где для синтезированных сплавов фиксируется дефицит жаропрочности относительно литых аналогов.

Для сплава IN718, упрочняемого метастабильными γ' - и γ'' -фазами, эффективная энергия активации ползучести в интервале температур 800–900 °С составляет 446–492 кДж/моль [23], т. е. $\Delta Q = 162$ –208 кДж/моль против 329 кДж/моль для сплава ВЖС1. Разница отражает разную термодинамическую стабильность упрочняющих фаз: γ'' -фаза при температурах >650 °С претерпевает δ -трансформацию и постепенно разупрочняет материал, тогда как γ' -фаза в сплаве ВЖС1 сохраняет когерентность и барьерную функцию вплоть до 950 °С. Показательно и сравнение с γ -аналогом (монокристаллическим сплавом CMSX-4) – однофазным твердым раствором того же матричного состава, но без выделений γ' -фазы, для которого $Q \approx 442$ кДж/моль [24]. Разность значений Q для сплавов ВЖС1 и CMSX-1 составляет ~ 171 кДж/моль и представляет собой дополнительный барьер, который обеспечивает присутствие когерентных выделений.

Значение $n = 6,24$ превышает диффузионный диапазон ($n \approx 4$ –5) и соответствует нижней границе диапазона, характерного для дисперсно-упрочненных систем ($n \approx 6$ –8). Совместно показатели n и Q указывают на единый доминирующий механизм – дислокационное переползание, ограниченное термически активируемым преодолением когерентных барьеров γ/γ' -структуры. Вклад карбидов MC в закрепление границ зерен остается значимым [25–27].

Стационарная ползучесть и длительная прочность – две проекции единого процесса деформационного разрушения, связывает их корреляция Монкмана–Гранта [28]:

$$\dot{\epsilon}_{\min}^m \tau = C_{MG}, \quad (7)$$

где m – показатель, близкий к единице для многих поликристаллических жаропрочных сплавов; C_{MG} – эмпирическая константа, при $m = 1$ совпадающая с критической деформацией разрушения.

Испытания на ползучесть проводили при 850–950 °С, на длительную прочность – при 800 и 900 °С, поэтому значения $\epsilon_{\min}$ для расчета показателя C_{MG} находили по конститутивному уравнению (5). Для температуры 800 °С и напряжений <209 МПа это означает экстраполяцию за пределы экспериментального диапазона, поэтому полученную оценку следует считать ориентировочной.

В соответствии с расчетом, $C_{MG} = 0,02$ –0,06, что укладывается в указанный в научно-технической литературе диапазон 0,01–0,10 для поликристаллических никелевых сплавов с объемным содержанием γ' -фазы 30–45 %. Физически это означает, что критическая деформация, накапливаемая к моменту разрушения при установившейся скорости, составляет 2–6 %, что согласуется с измеренным относительным удлинением при разрушении (табл. 3). Следует отметить, что скорость деформации для расчета показателя C_{MG} получена не прямым измерением, а путем расчета по уравнению (5), поэтому проверка не является полностью независимой. С этой оговоркой результат указывает, что в исследованных условиях длительная прочность контролируется тем же стационарным дислокационным механизмом, который определяет кинетику ползучести, а вклад ускоренной III стадии остается ограниченным.

Результаты испытаний сплава ВЖС1 на длительную прочность приведены в табл. 3.

Таблица 3

Результаты испытаний сплава ВЖС1 на длительную прочность

Температура T , °C	Напряжение σ , МПа	Среднее время до разрушения $\bar{\tau}$, ч	Диапазон значений времени до разрушения τ , ч	Коэффициент вариации $CV(\tau)$, %	Среднее значение относительного удлинения $\bar{\delta}$, %	Среднее значение относительного сужения $\bar{\psi}$, %
800	500	13,5	10–17	~26	3,63	5,25
	450	39,0	30–46	~21	4,78	5,50
	410	148,0	127–198	~24	3,05	5,00
900	250	10,25	9–11	~10	3,55	4,50
	200	57,0	51–68	~15	6,63	8,50
	180	110,75	104–124	~9	4,95	12,50

Коэффициент вариации ресурса находится в пределах 9–26 %, что типично для поликристаллических жаропрочных сплавов. Природа разброса стохастическая: время до образования критического дефекта зависит от локальной конфигурации границ зерен, расположения карбидов МС и неоднородности γ' -фазы вблизи дефекта, а унаследованная от послойного синтеза неоднородность пространственно модулирует эти параметры. Систематическая связь разброса с длительностью испытания, согласно данным табл. 3, не обнаружена: при 900 °C коэффициент вариации составляет 9–15 % во всем диапазоне $\tau = 10$ –111 ч, тогда как при 800 °C он равен 21–26 % при $\tau = 13$ –148 ч. Разброс контролируется температурой испытания, а не ресурсом, и коррелирует с изотермическим показателем чувствительности к напряжению: при 800 °C (угловой коэффициент $n_\tau = 12,04$) та же флуктуация локальной прочности соответствует практически вдвое большему разбросу ресурса, чем при 900 °C ($n_\tau = 7,31$).

Чувствительность ресурса к напряжению при фиксированной температуре характеризовали изотермическим показателем n_τ – угловым коэффициентом зависимости « $\lg \tau$ – $\lg \sigma$ » с обратным знаком. Он составил 12,04 и 7,31 при 800 и 900 °C соответственно, т. е. заметно превышает показатель ползучести $n = 6,24$. В отличие от показателя $\varepsilon_{\min}$, время до разрушения τ зависит и от скорости стационарной деформации, и от кинетики и роста дефектов, которые добавляют еще одну степенную зависимость от напряжения.

Температурный ход параметра n_τ объясним в модели порогового напряжения. При 800 °C рабочие напряжения 410–500 МПа ближе к порогу σ_0 , и из-за нелинейности зависимости $\tau(\sigma - \sigma_0)$ кажущийся изотермический показатель n_τ завышен. При 900 °C напряжения меньше, но одновременно снижается значение σ_0 из-за частичного растворения мелкой фракции γ' -фазы, соотношение выравнивается, и кажущийся показатель приближается к истинному.

Зависимость ресурса от температуры и напряжения описывали обобщенной моделью:

$$\tau = A_0 \sigma^{-n_\tau} \exp(Q_\tau/RT), \quad (8)$$

где Q_τ – эффективная энергия активации разрушения; $A = \lg A_0$.

Линеаризованная форма

$$\lg \tau = A - n_\tau \lg \sigma + (Q_\tau/2,303R)(1/T) \quad (9)$$

позволяет определить параметры модели путем регрессионного анализа по переменным $\lg \sigma$ и $1/T$ с учетом совокупности данных при 800 и 900 °C. Параметры моделей длительной прочности сплава ВЖС1:

n_τ при 800 °С (изотермическая модель)	12,04
n_τ при 900 °С (изотермическая модель)	7,31
n_τ (обобщенная модель)	8,54
Q_τ , кДж/моль	699
Q_τ/Q	1,14
$\lg A_0$	-9,71

Эффективная энергия активации разрушения $Q_\tau = 699$ кДж/моль превышает энергию активации стационарной ползучести $Q = 613$ кДж/моль на 14 %. Смысл различия в том, что показатель Q характеризует барьер стационарному движению дислокаций, а показатель Q_τ – это суперпозиция:

$$Q_\tau = Q + \Delta Q_{damage}, \quad (10)$$

где ΔQ_{damage} – эффективная энергия активации процессов накопления дефектов.

Разность $\Delta Q_{damage} \approx 86$ кДж/моль соответствует порядку величины энергии активации зернограницной диффузии в никеле (~115 кДж/моль [21]) и согласуется с диффузионной кавитацией как ограничивающей стадией разрушения. Следует отметить, что оценка показателя Q_τ опирается на две температурные точки, поэтому ее статистическая надежность ограничена: это параметр инженерной модели, пригодной для интерполяции в пределах температур 800–900 °С, и при расширении диапазона требует повторной проверки.

Для сведения данных при разных температурах к единой обобщающей кривой применяли параметр Ларсона–Миллера:

$$P = T(C + \lg \tau), \quad (11)$$

где T – абсолютная температура, К; τ – время до разрушения, ч; $C = 20$ – безразмерная константа, принятая для никелевых жаропрочных сплавов [29].

Результаты испытаний сплава ВЖСЗ, синтезированного и термически обработанного в тех же условиях, приведены в табл. 4.

Таблица 4

Результаты испытаний сплава ВЖСЗ на длительную прочность

Температура T , °С	Напряжение σ , МПа	Время до разрушения τ , ч	Относительное удлинение δ , %	Относительное сужение ψ , %
800	570	113	5,2	7,8
		89	6,1	9,0
	520	243	7,1	9,75
		191	3,92	5,1
900	285	116	6,0	4,7
		128	6,0	4,0
1000	130	113	5,2	5,1
		105	8,1	4,7
	120	126	9,6	12,0
		123	5,2	7,8

Достигнутые уровни допускаемых напряжений составляют $\sigma_{100}^{800^\circ} \approx 570$ МПа, $\sigma_{100}^{900^\circ} \approx 290$ МПа и $\sigma_{100}^{1000^\circ} \approx 130$ МПа. Коэффициент вариации ресурса, оцененный по двум параллельным образцам на каждом уровне нагружения, находится в пределах 2–17 %, характеристики пластичности при разрушении ($\delta = 3,9$ –9,6 %, $\psi = 4,0$ –12,0 %) сохраняются на уровне единиц процентов.

Экспериментальные данные обоих сплавов в координатах « $\lg \sigma - P$ » представлены на рис. 7. Путем регрессионного анализа для сплавов ВЖС1 и ВЖСЗ получены

уравнения $\lg \sigma = -0,148P + 6,08$ ($R^2 = 0,974$) и $\lg \sigma = -0,148P + 6,27$ ($R^2 = 0,996$) соответственно; наклоны совпадают в пределах 95%-ных доверительных интервалов ($\pm 0,024$ и $\pm 0,006$ для сплава ВЖС1 и ВЖС3 соответственно). Совпадение наклонов при различии свободных членов имеет самостоятельное значение: оба сплава разрушаются по одному механизму, а вертикальный сдвиг на 0,19 ед. в логарифмических координатах соответствует превышению допускаемого напряжения в 1,55 раза при равном параметре Ларсона–Миллера. Различие обеспечено прежде всего повышением объемной доли γ' -фазы с 35–40 до 60 % при сохранении бездефектного синтеза.

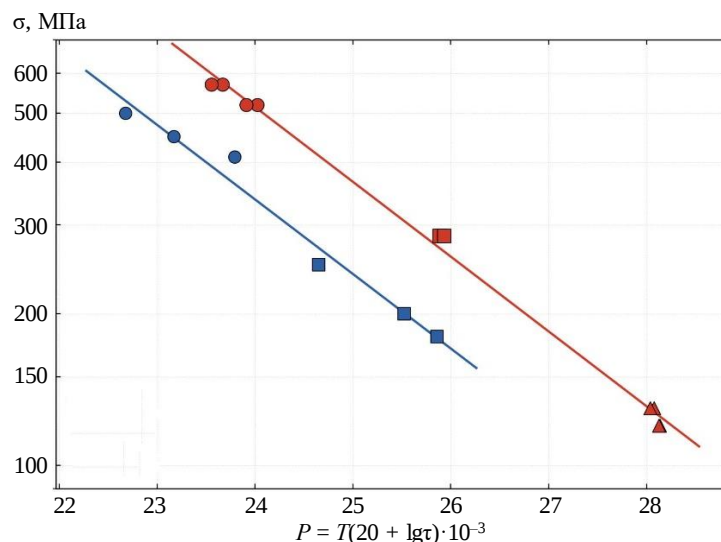


Рис. 7. Диаграмма Ларсона–Миллера: ●, ■, ▲ – индивидуальные результаты испытаний при 800, 900 и 1000 °С соответственно, линии – линейная регрессия для сплавов ВЖС1 (—) и ВЖС3 (—) по данным табл. 3 и 4

Допускаемые напряжения для сплава ВЖС1 на ресурсе 100 ч, полученные путем расчета по обобщенной модели (8) и параметрам модели длительной прочности, составляют 409 МПа при 800 °С и 187 МПа при 900 °С, полученные путем регрессионного анализа – соответственно 421 и 184 МПа. Значения допускаемых напряжений при 900 °С согласуются с экспериментальными данными – при 180 МПа среднее время до разрушения составило 110,75 ч (табл. 3). Согласно опубликованным данным [11, 22], для литого сплава IN738LC допускаемые напряжения составляют 420–450 МПа при 800 °С и 170–190 МПа при 900 °С, т. е. достигнутый уровень соответствует литому материалу того же класса по доле γ' -фазы. По данным работ [11, 12, 14], синтезированные версии сплавов IN738LC и IN939 демонстрируют снижение ресурса на 25–35 % относительно литых аналогов, что при $n_T = 7,3$ –12,0 соответствует уменьшению допускаемого напряжения лишь на 3–6 %, а по обобщенной диаграмме Ларсона–Миллера сплав ВЖС1 соответствует уровню литых сплавов IN939 [30] и IN713LC [31] и превосходит отечественные сплавы ЭП648 и ВЖ159, осваиваемые в технологии СЛС [5–7].

Для сплава ВЖС3 достигнутый уровень $\sigma_{100}^{1000} \approx 130$ МПа соответствует требованиям к материалам рабочих лопаток газотурбинных двигателей и уровню литых сплавов класса ВЖЛ12У, ЖС6У и ЖС32 [3] и реализован в материале, пригодном к изготовлению методом аддитивного производства, что для литейных аналогов недостижимо. Экстраполяция диаграмм Ларсона–Миллера за пределы экспериментального диапазона имеет оценочный характер и опирается на допущение о сохранении линейности зависимости, для ее верификации необходимы испытания при температурах <800 °С и при более длительных ресурсах.

Заключения

В синтезированном состоянии сплав ВЖС1 представляет собой метастабильный пересыщенный однофазный γ -твердый раствор с иерархической дислокационной субструктурой и высокой плотностью дислокаций; выделения γ' -фазы отсутствуют. Полная термическая обработка формирует бимодальную γ/γ' -структуру из крупной ($\sim(80\text{--}150)$ нм) и мелкой ($\sim(15\text{--}40)$ нм) фракций, возникающих соответственно на первой и последующих ступенях трехступенчатого старения.

По прерванным изотермическим испытаниям сплава ВЖС1 в интервале температур $850\text{--}950$ °С и напряжений $209\text{--}497$ МПа определены конститутивные параметры стационарной ползучести: показатель степени по напряжению $n = 6,24 \pm 0,3$ и эффективная энергия активации ползучести $Q \approx 613$ кДж/моль. Ползучесть контролируется дислокационным переползанием, ограниченным термически активируемым преодолением когерентных барьеров γ/γ' -структуры; кажущийся показатель $n = 6,24$ сводится к истинному значению, равному $\sim(4\text{--}5)$.

Значение $Q = 613$ кДж/моль отвечает уровню литого сплава IN738LC (590 кДж/моль) – различие 23 кДж/моль не выходит за пределы погрешности определения (± 15 кДж/моль) – и более чем в 2 раза превышает энергию активации самодиффузии никеля, что подтверждает определяющее влияние когерентных выделений γ' -фазы на сопротивление ползучести.

Построена обобщенная модель длительной прочности сплава ВЖС1. Эффективная энергия активации разрушения (699 кДж/моль) превышает энергию активации ползучести на 14% ; разница ~ 86 кДж/моль соответствует порядку энергии активации зернограницной диффузии в никеле, что согласуется с диффузионной кавитацией как ограничивающей стадией разрушения. Корреляция Монкмана–Гранта с константой $0,02\text{--}0,06$ согласуется с измеренным удлинением при разрушении. Расчетные допускаемые напряжения на ресурсе 100 ч составляют $409\text{--}421$ и $184\text{--}187$ МПа при 800 и 900 °С соответственно.

Длительная прочность сплава ВЖС1 соответствует уровню литых сплавов IN939 и IN713LC и превосходит уровень отечественных сплавов ЭП648 и ВЖ159, осваиваемых в технологии СЛС. Для сплава ВЖС3 длительная прочность на ресурсе 100 ч составила 570 , ~ 290 и ~ 130 МПа при температуре 800 , 900 и 1000 °С соответственно. Последнее значение соответствует требованиям к материалам рабочих лопаток турбины низкого давления и близко к уровню литого сплава ВЖЛ12У (~ 140 МПа). Кинетика ползучести исследована для сплава ВЖС1. Прямое исследование ползучести и механизмов деформации сплава ВЖС3 составляет предмет дальнейших работ. Экстраполяция диаграмм Ларсона–Миллера за пределы экспериментального диапазона имеет оценочный характер, для ее верификации необходимы испытания при температурах < 800 °С и больших ресурсах.

Список источников

1. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Петрушин Н.В., Базылева О.А., Мазалов И.С., Дынин Н.В. Материалы нового поколения и цифровые аддитивные технологии производства ресурсных деталей ФГУП «ВИАМ». Часть 3. Адаптация и создание материалов // Электromеталлургия. 2022. № 4. С. 15–25.
2. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Петрушин Н.В., Бакрадзе М.М., Неруш С.В., Шуртаков С.В., Мазалов И.С. Селективное лазерное сплавление: материалы и технологии для синтеза ресурсных деталей: учеб. пособие. М.: НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, 2024. 512 с.
3. Логунов А.В. Жаропрочные никелевые сплавы для лопаток и дисков газовых турбин. М.: Московские учебники, 2018. 592 с.
4. Евгенов А.Г., Рогалев А.М., Неруш С.В., Мазалов И.С. Исследование свойств сплава ЭП648, полученного методом селективного лазерного сплавления металлических порошков // Труды ВИАМ. 2015. № 2. С. 8–15. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 04.07.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-2-2-2.

5. Евгенов А.Г., Горбовец М.А., Прагер С.М. Структура и механические свойства жаропрочных сплавов ВЖ159 и ЭП648, полученных методом селективного лазерного сплавления // *Авиационные материалы и технологии*. 2016. № S1 (43). С. 8–15. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-8-15.
6. Мазалов И.С., Евгенов А.Г., Прагер С.М. Перспективы применения жаропрочного структурно-стабильного сплава ВЖ159 для аддитивного производства высокотемпературных деталей ГТД // *Авиационные материалы и технологии*. 2016. № S1 (43). С. 3–7. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-3-7.
7. Оспенникова О.Г., Наприенко С.А., Медведев П.Н., Зайцев Д.В., Рогалев А.М. Особенности формирования структурно-фазового состояния сплава ЭП648 при селективном лазерном сплавлении // *Труды ВИАМ*. 2021. № 8 (102). С. 3–11. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 04.07.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-8-3-11.
8. Каблов Е.Н., Неруш С.В., Чубов Д.Г., Сухов Д.И., Филонова Е.В., Пахомкин С.И. Структурная нестабильность жаропрочных сплавов на основе никеля с высоким содержанием гамма-штрих фазы, полученных методом селективного лазерного сплавления // *Труды ВИАМ*. 2025. № 8 (150). С. 3–13. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 04.07.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-3-13.
9. Мовенко Д.А., Шуртаков С.В. Причины образования микротрещин и снижение плотности их распределения в изделиях из никелевых жаропрочных сплавов, изготовленных методом СЛС (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2022. № 2 (67). С. 43–51. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 04.07.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-43-51.
10. Сухов Д.И., Неруш С.В., Ефимочкин И.Ю., Карачевцев Ф.Н., Богачев И.А. Получение металлломатричных композитов на основе сплава ВЖ159 методом селективного лазерного сплавления // *Авиационные материалы и технологии*. 2021. № 2 (63). С. 62–72. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 04.07.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-62-72.
11. Rickenbacher L., Etter T., Hövel S., Wegener K. High Temperature Material Properties of IN738LC Processed by Selective Laser Melting (SLM) Technology // *Rapid Prototyping Journal*. 2013. Vol. 19. No. 4. P. 282–290. DOI: 10.1108/13552541311323281.
12. Wilkes J., Hoopes K., Helfand J. Creep and Tensile Properties of Direct Metal Laser Sintered (DMLS) Inconel 738LC Coupons and Comparison to Cast Properties // *The 6th International Supercritical CO₂ Power Cycles Symposium*. Pittsburgh, 2018. Paper 168. URL: https://sco2symposium.com/papers2018/materials/168_Paper.pdf (дата обращения: 04.07.2026).
13. Xu J., Gruber H., Deng D. et al. Short-Term Creep Behavior of an Additive Manufactured Non-Weldable Nickel-Base Superalloy Evaluated by Slow Strain Rate Testing // *Acta Materialia*. 2019. Vol. 179. P. 142–157. DOI: 10.1016/j.actamat.2019.08.018.
14. Bridges A., Shingledecker J., Torkaman A., Houck L. Metallurgical Evaluation of an Additively Manufactured Nickel-Base Superalloy for Gas Turbine Guide Vanes // *ASME Turbo Expo 2020: Turbomachinery Technical Conference and Exposition*. New York: ASME, 2020. Vol. 8: Industrial and Cogeneration; Manufacturing Materials and Metallurgy; Marine; Microturbines, Turbochargers, and Small Turbomachines. Art. GT2020-15363. DOI: 10.1115/GT2020-15363.
15. Pröbstle M., Neumeier S., Hopfenmüller J. et al. Superior Creep Strength of a Nickel-Based Superalloy Produced by Selective Laser Melting // *Materials Science and Engineering: A*. 2016. Vol. 674. P. 299–307. DOI: 10.1016/j.msea.2016.07.061.
16. Popovich V.A., Borisov E.V., Heurtebise V. et al. Creep and Thermomechanical Fatigue of Functionally Graded Inconel 718 Produced by Additive Manufacturing // *TMS 2018 147th Annual Meeting & Exhibition Supplemental Proceedings (The Minerals, Metals & Materials Series)*. Cham: Springer, 2018. DOI: 10.1007/978-3-319-72526-0_9.
17. Kuo Y.-L., Horikawa S., Kakehi K. Effects of Build Direction and Heat Treatment on Creep Properties of Ni-Base Superalloy Built up by Additive Manufacturing // *Scripta Materialia*. 2017. Vol. 129. P. 74–78. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2016.10.035.
18. Неруш С.В., Чубов Д.Г., Капланский Ю.Ю., Сухов Д.И. Исследование экспериментального жаропрочного сплава на основе никеля, полученного методом селективного лазерного сплавления // *Труды ВИАМ*. 2025. № 7 (149). С. 3–12. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 04.07.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-7-3-12.

19. Неруш С.В., Сухов Д.И., Капланский Ю.Ю., Чубов Д.Г. Закономерности кинетики ползучести и длительной прочности жаропрочного никелевого сплава ВЖС1 // Сб. докл. XVIII Всерос. конф. по испытаниям и исследованиям свойств материалов «ТЕСТМАТ» по тематике: «Современные подходы и тенденции развития структурно-фазовых, химико-аналитических методов анализа». М.: НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, 2026. С. 334–345.
20. Shang S.L., Zacherl C.L., Fang H.Z. et al. Effects of Alloying Element and Temperature on the Stacking Fault Energies of Dilute Ni-Base Superalloys // *Journal of Physics: Condensed Matter*. 2012. Vol. 24. No. 50. Art. 505403. DOI: 10.1088/0953-8984/24/50/505403.
21. Frost H.J., Ashby M.F. *Deformation-Mechanism Maps: The Plasticity and Creep of Metals and Ceramics*. Oxford: Pergamon Press, 1982. 166 p.
22. Sawada K., Kimura K., Abe F. et al. Data Sheets on the Elevated-Temperature Properties of Nickel Based 16Cr–8.5Co–3.5Al–3.5Ti–2.6W–1.8Mo–0.9Nb Superalloy Casting for Gas Turbine Components. NIMS Creep Data Sheet No. 49A. Tsukuba: National Institute for Materials Science, 2012. DOI: 10.11503/nims.1053.
23. Chen K., Dong J., Yao Z. Creep Failure and Damage Mechanism of Inconel 718 Alloy at 800–900 °C // *Metals and Materials International*. 2021. Vol. 27. No. 5. P. 970–984. DOI: 10.1007/s12540-019-00447-4.
24. Epishin A.I., Fedelich B., Viguier B. et al. Creep of Single-Crystals of Nickel-Base γ -Alloy at Temperatures between 1150 °C and 1288 °C // *Materials Science and Engineering: A*. 2021. Vol. 825. Art. 141880. DOI: 10.1016/j.msea.2021.141880.
25. Li Q., Tian S., Yu H. et al. Effects of Carbides and Its Evolution on Creep Properties of a Directionally Solidified Nickel-Based Superalloy // *Materials Science and Engineering: A*. 2015. Vol. 633. P. 20–27. DOI: 10.1016/j.msea.2015.02.056.
26. Furillo F.T., Davidson J.M., Tien J.K., Jackman L.A. The Effects of Grain Boundary Carbides on the Creep and Back Stress of a Nickel-Base Superalloy // *Materials Science and Engineering*. 1979. Vol. 39. P. 267–273. DOI: 10.1016/0025-5416(79)90065-X.
27. He L.Z., Zheng Q., Sun X.F. et al. Effect of Carbides on the Creep Properties of a Ni-Base Superalloy M963 // *Materials Science and Engineering: A*. 2005. Vol. 397. No. 1–2. P. 297–304. DOI: 10.1016/j.msea.2005.02.038.
28. Monkman F.C., Grant N.J. An Empirical Relationship between Rupture Life and Minimum Creep Rate in Creep-Rupture Tests // *Proceedings of ASTM*. 1956. Vol. 56. P. 593–620.
29. Larson F.R., Miller J. A Time-Temperature Relationship for Rupture and Creep Stresses // *Transactions of the ASME*. 1952. Vol. 74. P. 765–771.
30. Shaw S.W.K. Response of IN-939 to Process Variations // *Superalloys 1980*. Warrendale: The Metallurgical Society of AIME, 1980. P. 275–284.
31. Engineering Properties of Alloy 713C. Toronto: Nickel Institute. Publication No. 337. URL: https://nickelinstitute.org/media/2487/alloys-713c_337.pdf (дата обращения: 04.07.2026).

References

1. Kablov E.N., Evgenov A.G., Petrushin N.V., Bazyleva O.A., Mazalov I.S., Dynin N.V. New-generation materials and digital additive technologies for the production of resource parts FSUE «VIAM». Part 3. Adaptation and creation of materials. *Electrometallurgiya*, 2022, no. 4, pp. 15–25.
2. Kablov E.N., Evgenov A.G., Petrushin N.V., Bakradze M.M., Nerush S.V., Shurtakov S.V., Mazalov I.S. *Selective laser melting: materials and technologies for the synthesis of resource parts*: textbook. Moscow: NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, 2024, 512 p.
3. Logunov A.V. *Heat-resistant nickel alloys for gas turbine blades and disks*. Moscow: Moscow Textbooks, 2018, 592 p.
4. Evgenov A.G., Rogalev A.M., Nerush S.V., Mazalov I.S. A study of properties of EP648 alloy manufactured by the selective laser sintering of metal powders. *Trudy VIAM*, 2015, no. 2, pp. 8–15. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 04, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-2-2-2.
5. Evgenov A.G., Gorbovec M.A., Prager S.M. Structure and mechanical properties of heat resistant alloys VZh159 and EP648, prepared by selective laser fusing. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2016, no. S1, pp. 8–15. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-8-15.

6. Mazalov I.S., Evgenov A.G., Prager S.M. Perspectives of heat resistant structurally stable alloy VZh159 application for additive production of high-temperature parts of GTE. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2016, no. S1, pp. 3–7. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-3-7.
7. Ospennikova O.G., Naprienko S.A., Medvedev P.N., Zaitsev D.V., Rogalev A.M. Features of the formation of the structural-phase state of the EP648 alloy during selective laser manufacture. *Trudy VIAM*, 2021, no. 8 (102), pp. 3–11. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 04, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-8-3-11.
8. Kablov E.N., Nerush S.V., Chubov D.G., Suhov D.I., Filonova E.V., Pahomkin S.I. Structural instability of heat-resistant nickel-based superalloys with high content of the gamma prime phase obtained by selective laser melting method. *Trudy VIAM*, 2025, no. 8 (150), pp. 3–13. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 04, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-3-13.
9. Movenko D.A., Shurtakov S.V. Microcrack formation and controlling in nickel superalloys processed by selective laser melting (review). *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 2 (67), pp. 43–51. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: July 04, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-43-51.
10. Sukhov D.I., Nerush S.V., Efimochkin I.Yu., Karachevchev F.N., Bogachev I.A. Production of MMC based on VZh159 alloy by selective laser melting. *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 2 (63), pp. 62–72. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: July 04, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-62-72.
11. Rickenbacher L., Etter T., Hövel S., Wegener K. High Temperature Material Properties of IN738LC Processed by Selective Laser Melting (SLM) Technology. *Rapid Prototyping Journal*, 2013, vol. 19, no. 4, pp. 282–290. DOI: 10.1108/13552541311323281.
12. Wilkes J., Hoopes K., Helfand J. Creep and Tensile Properties of Direct Metal Laser Sintered (DMLS) Inconel 738LC Coupons and Comparison to Cast Properties. *The 6th International Supercritical CO₂ Power Cycles Symposium*. Pittsburgh, 2018, paper 168. Available at: https://sco2symposium.com/papers2018/materials/168_Paper.pdf (accessed: July 04, 2026).
13. Xu J., Gruber H., Deng D. et al. Short-Term Creep Behavior of an Additive Manufactured Non-Weldable Nickel-Base Superalloy Evaluated by Slow Strain Rate Testing. *Acta Materialia*, 2019, vol. 179, pp. 142–157. DOI: 10.1016/j.actamat.2019.08.018.
14. Bridges A., Shingledecker J., Torkaman A., Houck L. Metallurgical Evaluation of an Additively Manufactured Nickel-Base Superalloy for Gas Turbine Guide Vanes. *ASME Turbo Expo 2020: Turbomachinery Technical Conference and Exposition*. New York: ASME, 2020, vol. 8: Industrial and Cogeneration; Manufacturing Materials and Metallurgy; Marine; Microturbines, Turbochargers, and Small Turbomachines, art. GT2020-15363. DOI: 10.1115/GT2020-15363.
15. Pröbstle M., Neumeier S., Hopfenmüller J. et al. Superior Creep Strength of a Nickel-Based Superalloy Produced by Selective Laser Melting. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, vol. 674, pp. 299–307. DOI: 10.1016/j.msea.2016.07.061.
16. Popovich V.A., Borisov E.V., Heurtebise V. et al. Creep and Thermomechanical Fatigue of Functionally Graded Inconel 718 Produced by Additive Manufacturing. *TMS 2018: 147th Annual Meeting & Exhibition Supplemental Proceedings*. The Minerals, Metals & Materials Series. Cham: Springer, 2018. DOI: 10.1007/978-3-319-72526-0_9.
17. Kuo Y.-L., Horikawa S., Kakehi K. Effects of Build Direction and Heat Treatment on Creep Properties of Ni-Base Superalloy Built up by Additive Manufacturing. *Scripta Materialia*, 2017, vol. 129, pp. 74–78. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2016.10.035.
18. Nerush S.V., Chubov D.G., Kaplanskiy Yu.Yu., Suhov D.I. Investigation of experimental nickel-based heat-resistant alloy obtained by selective laser melting method. *Trudy VIAM*, 2025, no. 7 (149), pp. 3–12. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 04, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-7-3-12.
19. Nerush S.V., Sukhov D.I., Kaplansky Yu.Yu., Chubov D.G. Regularities of the kinetics of creep and long-term strength of heat-resistant nickel alloy VZhS1. *Coll. Reports of XVIII All-Rus. Conf. on Testing and Research of Materials Properties «TESTMAT» on the topic: «Modern approaches and trends in the development of structural-phase, chemical-analytical methods of analysis»*. Moscow: NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, 2026, pp. 334–345.

20. Shang S.L., Zacherl C.L., Fang H.Z. et al. Effects of Alloying Element and Temperature on the Stacking Fault Energies of Dilute Ni-Base Superalloys. *Journal of Physics: Condensed Matter*, 2012, vol. 24, no. 50, art. 505403. DOI: 10.1088/0953-8984/24/50/505403.
21. Frost H.J., Ashby M.F. *Deformation-Mechanism Maps: The Plasticity and Creep of Metals and Ceramics*. Oxford: Pergamon Press, 1982, 166 p.
22. Sawada K., Kimura K., Abe F. et al. *Data Sheets on the Elevated-Temperature Properties of Nickel Based 16Cr–8,5Co–3,5Al–3,5Ti–2,6W–1,8Mo–0,9Nb Superalloy Casting for Gas Turbine Components*. NIMS Creep Data Sheet No. 49A. Tsukuba: National Institute for Materials Science, 2012. DOI: 10.11503/nims.1053.
23. Chen K., Dong J., Yao Z. Creep Failure and Damage Mechanism of Inconel 718 Alloy at 800–900 °C. *Metals and Materials International*, 2021, vol. 27, no. 5, pp. 970–984. DOI: 10.1007/s12540-019-00447-4.
24. Epishin A.I., Fedelich B., Viguiet B. et al. Creep of Single-Crystals of Nickel-Base γ -Alloy at Temperatures between 1150 °C and 1288 °C. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, vol. 825, art. 141880. DOI: 10.1016/j.msea.2021.141880.
25. Li Q., Tian S., Yu H. et al. Effects of Carbides and Its Evolution on Creep Properties of a Directionally Solidified Nickel-Based Superalloy. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, vol. 633, pp. 20–27. DOI: 10.1016/j.msea.2015.02.056.
26. Furillo F.T., Davidson J.M., Tien J.K., Jackman L.A. The Effects of Grain Boundary Carbides on the Creep and Back Stress of a Nickel-Base Superalloy. *Materials Science and Engineering*, 1979, vol. 39, pp. 267–273. DOI: 10.1016/0025-5416(79)90065-X.
27. He L.Z., Zheng Q., Sun X.F. et al. Effect of Carbides on the Creep Properties of a Ni-Base Superalloy M963. *Materials Science and Engineering: A*, 2005, vol. 397, no. 1–2, pp. 297–304. DOI: 10.1016/j.msea.2005.02.038.
28. Monkman F.C., Grant N.J. An Empirical Relationship between Rupture Life and Minimum Creep Rate in Creep-Rupture Tests. *Proceedings of ASTM*, 1956, vol. 56, pp. 593–620.
29. Larson F.R., Miller J. A Time-Temperature Relationship for Rupture and Creep Stresses. *Transactions of the ASME*, 1952, vol. 74, pp. 765–771.
30. Shaw S.W.K. Response of IN-939 to Process Variations. *Superalloys 1980*. Warrendale: The Metallurgical Society of AIME, 1980, pp. 275–284.
31. *Engineering Properties of Alloy 713C*. Toronto: Nickel Institute. Publication No. 337. Available at: https://nickelinstitute.org/media/2487/alloys-713c_337.pdf (accessed: July 04, 2026).

Информация об авторах

Неруш Святослав Васильевич, начальник Научно-исследовательского отделения, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Чубов Даниил Григорьевич, инженер 2 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Сухов Дмитрий Игоревич, ведущий научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Капланский Юрий Юрьевич, заместитель начальника лаборатории по науке, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Svyatoslav V. Nerush, Head of Scientific-Research Bureau, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Daniil G. Chubov, Second Category Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Dmitriy I. Sukhov, Leading Researcher, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Yuriy Yu. Kaplanskiy, Deputy Head of Laboratory of Science, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 06.07.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 17.07.2026.
The article was submitted 06.07.2026; approved and accepted for publication after reviewing 17.07.2026.