

Научная статья

УДК 669.245:621.791.724

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-3-13

СТРУКТУРНАЯ НЕСТАБИЛЬНОСТЬ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ С ВЫСОКИМ СОДЕРЖАНИЕМ ГАММА-ШТРИХ ФАЗЫ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ

Е.Н. Каблов, С.В. Неруш¹, Д.Г. Чубов¹,
Д.И. Сухов¹, Е.В. Филонова¹, С.И. Пахомкин¹

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

Аннотация. Проанализирована структурная нестабильность жаропрочных никелевых сплавов с высоким содержанием γ' -фазы (~50 % (объемн.) и более), полученных методом селективного лазерного сплавления (СЛС). Для экспериментов использовали два новых состава сплавов, различающихся содержанием Re и C. Оба сплава после СЛС не содержат трещин, при этом демонстрируют выраженную ячеистую микроструктуру. В образце 1 преобладают столбчатые зерна с равномерным распределением γ' -частиц размером 150–250 нм, что обеспечивает структурную стабильность, доля γ' -фазы составляет 48 ± 2 % (объемн.). Образец 2, несмотря на сохранение высокой доли γ' -фазы (55 ± 3 % (объемн.)) после термической обработки, склонен к образованию топологически плотноупакованных фаз из-за сегрегации Re и остаточных напряжений. При этом разная доля γ' -фазы в сплавах объясняется различием в их химическом составе. Расчеты параметров решетки выявили зависимость мисфита γ/γ' -фаз от состава: в образце 2 с меньшим мисфитом (0,29 %) частицы имеют морфологию, близкую к кубической, в образце 1 (мисфит 0,37 %) частицы близки к сферическим. Морфология и мисфит зависят от содержания Re. Анизотропия формы γ' -частиц в продольном сечении образца 2 связана с направленным тепловым потоком при СЛС.

Ключевые слова: сплавы на основе никеля, аддитивные технологии, селективное лазерное сплавление, направление синтеза

Для цитирования: 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). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-3-13.

Scientific article

STRUCTURAL INSTABILITY OF HEAT-RESISTANT NICKEL-BASED SUPERALLOYS WITH HIGH CONTENT OF THE GAMMA PRIME PHASE OBTAINED BY SELECTIVE LASER MELTING METHOD

E.N. Kabloy, S.V. Nerush¹, D.G. Chubov¹,
D.I. Suhov¹, E.V. Filonova¹, S.I. Pahomkin¹

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

Abstract. The study is devoted to the analysis of structural instability of heat-resistant nickel-based superalloys with a high content of γ' -phase (about 50 % and higher) obtained by selective laser melting (SLM). Two new alloy compositions differing only in Re and C content were used

for the experiments. The results show that both alloys are crack-free after SLM, while exhibiting a pronounced cellular microstructure. In alloy 1, columnar grains with uniform distribution of γ' -particles (150–250 nm) prevail, which provides structural stability, the proportion of γ' -phase in it is 48 ± 2 %. Alloy 2, despite maintaining a high proportion of γ' -phase (55 ± 3 %) after heat treatment, is prone to the formation of topologically closed packed phases due to segregation of Re and residual stresses. The different amount of γ' -phase in the alloys is explained by the difference in their chemical composition. Calculations of the lattice parameters revealed the dependence of the misfit of γ/γ' -phases on the composition: in sample 2 with lower misfit (0,29 %) the particles have morphology close to cubic, while in sample 1 (misfit 0,37 %) the particles are close to spherical. The morphology and misfit are related to the influence of Re. The anisotropy of the γ' -particle shape in the longitudinal section of sample 2 is related to the directional heat flux during SLM.

Keywords: nickel-based superalloys, additive manufacturing, selective laser melting, built directional

For citation: 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), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-8-3-13.

Введение

Жаропрочные никелевые сплавы, такие как CM247LC и Rene N5, являются основными материалами для компонентов газотурбинных двигателей и энергетических установок, работающих при температурах до 1200 °C [1]. Их уникальные свойства обеспечиваются за счет упрочняющей γ' -фазы ($\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$), доля которой в современных сплавах превышает 50 % (объемн.) [2]. Однако при использовании метода селективного лазерного сплавления (СЛС) для производства таких сплавов возникают фундаментальные проблемы: высокая скорость охлаждения (10^3 – 10^6 К/с) провоцирует формирование неравновесных микроструктур, остаточных напряжений и неконтролируемое образование деструктивных топологически плотноупакованных (ТПУ) фаз (σ , μ , фазы Лавеса) [3]. Если для ряда широко применяемых в методе СЛС низколегированных сплавов подобные вопросы не являются критически значимыми [4–7], то при использовании в методе СЛС сплавов с содержанием γ' -фазы >40 % (объемн.) эти вопросы становятся крайне актуальными. Более того, для таких сплавов одной из основных задач является избавление от трещин различного генеза, присущих синтезированному методом СЛС материалу [8, 9]. Далее приведены систематизированные результаты некоторых исследований структурной нестабильности СЛС-сплавов с акцентом на механизмы деградации γ' -фазы, кинетику ТПУ-фаз и стратегии оптимизации структуры.

Процесс СЛС характеризуется экстремальными термическими градиентами, приводящими к выраженной неоднородности микроструктуры. Исследования сплава CM247LC с содержанием γ' -фазы ~55 % (объемн.), проведенные с помощью просвечивающей электронной микроскопии, выявили три зоны: наночастицы γ' -фазы (10–30 нм) в ядрах кубических структур с содержанием 6,2 % (атомн.) Al и 4,5 % (атомн.) Ti; кластеры γ' -фазы (100–300 нм), обогащенные до 8,5 % (атомн.) Ti, и зоны отсутствия γ' -фазы вблизи микропор, где локальные температуры превышали 1400 °C, вызывая полное растворение фазы [10–12].

Атомно-зондовая томография сплава EP741NP подтвердила сегрегацию Ti на границах (до 8 % (атомн.)) и дефицит Al в матрице (4 % (атомн.)) [13]. Такая неоднородность объясняется ограниченной диффузией элементов при быстром охлаждении, что подтверждается результатами моделирования методом фазового поля [14].

Рентгеновская дифракция и дифракция обратного рассеяния электронов показали, что СЛС-сплавы имеют выраженную кристаллографическую текстуру $\langle 001 \rangle$ вдоль оси построения, обусловленную направленным ростом зерен [15]. Однако при доле γ' -фазы >50 % (объемн.) текстура нарушается из-за накопления дислокаций (плотность

до 10^{13} м^{-2}) [16]. Остаточные напряжения, измеренные методом нейтронной дифракции, достигают 750 МПа в зонах перекрытия лазерных треков в процессе СЛС, что способствует образованию горячих трещин [17].

Исследования *in situ* с использованием синхротронного излучения выявили двухступенчатый механизм для сплава IN738LC: первичная нуклеация в переохлажденном расплаве при температуре $<1300 \text{ }^\circ\text{C}$ с образованием метастабильных кластеров γ' -фазы ($\text{Al/Ti} \approx 1,2$), их рост и коалесценция при охлаждении до температуры $<900 \text{ }^\circ\text{C}$, сопровождающиеся выделением 120–150 Дж/г тепла [18, 19]. Скорость роста γ' -фазы зависит от локальной плотности дислокаций: в зонах с плотностью $>10^{12} \text{ м}^{-2}$ размер частиц достигает 200 нм, тогда как в менее деформированных областях – не превышает 50 нм.

Длительная термическая нагрузка ($>1000 \text{ }^\circ\text{C}$) приводит к коалесценции γ' -частиц и их трансформации в η -фазу (Ni_3Ti) или δ -фазу (Ni_3Nb). В сплаве CM247LC после выдержки в течение 1000 ч при температуре $1100 \text{ }^\circ\text{C}$ доля γ' -фазы снижается с 55 до 40 % (объемн.), а средний размер частиц увеличивается с 80 до 320 нм. Ключевым фактором является диффузия Ti к границам зерен, где его концентрация достигает 10 % (атомн.) [20]. Добавление 1,5 % (атомн.) Hf повышает температуру солидус γ' -фазы на $70 \text{ }^\circ\text{C}$ [21], а добавление 0,5–1 % (атомн.) Zr снижает энергию границ γ/γ' -фаз с 0,9 до 0,6 Дж/м² [22]. Использование 0,1 % (по массе) Y_2O_3 (частицы размером 20–50 нм) подавляет рост γ' -частиц за счет эффекта Зинера [23].

Фазы ТПУ (σ -FeCr, μ -Co₇Mo₆, Laves-Ni₂Nb) кристаллизуются в гексагональных или тетрагональных решетках и образуются при локальном обогащении Cr, Mo, W. В сплавах с содержанием γ' -фазы $>50 \text{ } \%$ (объемн.) их формирование ускоряется за счет сегрегации легирующих элементов на границах (Cr до 22 % (атомн.) в сплаве EP741NP) [24] и остаточных напряжений, снижающих энергию активации образования σ -фазы на 25 % [25].

Исследования сплава Rene N5 с помощью просвечивающей электронной микроскопии *in situ* показали, что частицы σ -фазы размером 50–100 нм формируются уже на этапе СЛС при температуре 600–800 $^\circ\text{C}$ [26]. Их рост контролируется объемной диффузией Cr с энергией активации 180 кДж/моль. Моделирование методом молекулярной динамики выявило, что σ -фаза действует как сток для вакансий, увеличивая скорость ползучести в 2,5 раза [27]. Образование ТПУ-фаз можно подавлять с помощью легирования Co: замена 10 % (атомн.) Ni на Co снижает активность Cr, уменьшая долю σ -фазы с 8 до 2 % (объемн.) [28].

Цель данной работы – исследование экспериментальных составов ренийсодержащих жаропрочных никелевых сплавов (ЖНС) с потенциальной рабочей температурой $1000 \text{ }^\circ\text{C}$ и содержанием γ' -фазы $\sim 50 \text{ } \%$ (объемн.), обладающих устойчивостью к горячему растрескиванию при получении методом СЛС.

Материалы и методы

В работе исследовано два экспериментальных состава ЖНС (образцы 1 и 2) с основными легирующими элементами Al, Co, Cr, Mo, Nb, Ta, W, Ti, Re. Составы отличались количеством Re и C: в образце 2 содержание Re в 3 раза больше, чем в образце 1 (3 и 1 % (по массе) соответственно); в образце 1 содержание C в 2 раза больше, чем в образце 2 (0,103 и 0,047 % (по массе) соответственно).

Металлопорошковые композиции (МПК) экспериментальных составов ЖНС изготовлены на промышленном тигельном атомизере с максимальной температурой нагрева $1700 \text{ }^\circ\text{C}$ и давлением до 0,667 Па. В качестве исходного материала использовали литые прутковые заготовки, изготовленные в вакуумной индукционной печи.

Химический состав литых прутковых заготовок контролировали методами атомно-эмиссионной спектроскопии (определение содержания Ni, Al, Co, Cr, Mo, Nb, Ta, W, Ti, Re) и сжигания образца в потоке кислорода (определение содержания C, B).

Изготовленные литые прутковые заготовки использовали для получения фракции МПК размером 10–63 мкм. Схема изготовления целевой фракции МПК включает подготовку и загрузку в тигель литых шихтовых заготовок, плавку и распыление расплава инертным газом, выгрузку порошка, рассев на фракции и аэродинамическую сепарацию. Гранулометрический состав изготовленных партий МПК определяли по ГОСТ 8.777–2011 методом дифракции лазерного излучения в жидкости на лазерном анализаторе частиц.

Микроструктуру анализировали с помощью сканирующего электронного микроскопа.

Кривые дифференциально-сканирующей калориметрии получали с помощью калориметра.

Параметры решетки исследуемых сплавов рассчитаны с помощью специализированного программного обеспечения.

Для образцов 1 и 2 проведена идентичная термическая обработка, состоящая из горячего изостатического прессования и двухступенчатого отжига с последующим двухступенчатым старением.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Результаты и обсуждение

На рис. 1 представлены микроструктуры экспериментальных сплавов (образцы 1 и 2) в состоянии после СЛС в ориентации XZ. Для обоих образцов характерна слоистая структура с зонами переплавления, типичная для аддитивных технологий. В структуре синтезированного материала обоих образцов в состоянии после синтеза (до термической обработки) трещин не обнаружено. В образце 1 преобладают столбчатые зерна с ориентацией вдоль оси построения (Z), средний размер которых составляет 80–120 мкм. В образце 2 наблюдается смешанная морфология: столбчатые зерна размером 100–150 мкм сочетаются с участками равноосных зерен. В обоих образцах выявлена так называемая ячеистая структура, где в сечении видны ячейки либо равноосной, либо продольной формы.

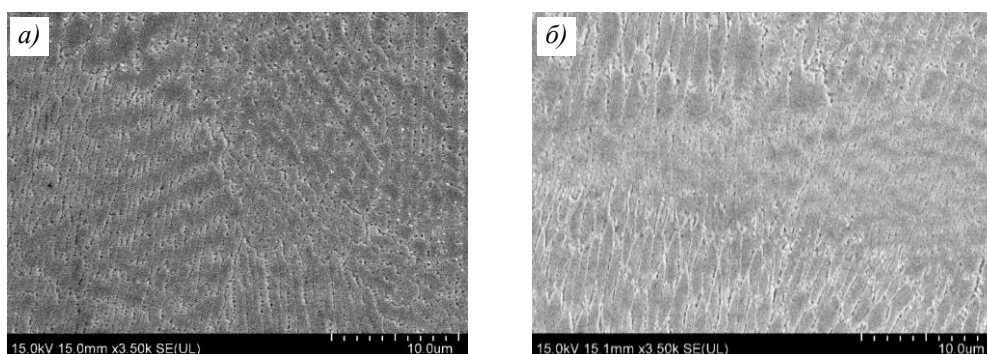


Рис. 1. Микроструктуры образцов 1 (а) и 2 (б) после селективного лазерного сплавления, полученные с помощью сканирующей электронной микроскопии в ориентации XZ

Кривые дифференциальной сканирующей калориметрии (рис. 2) демонстрируют термическую стабильность γ' -фазы. Эндотермический пик при температуре 1220 °С для обоих образцов соответствует температуре полного растворения γ' -фазы. Экзотермический эффект при температуре 1170–1180 °С, наблюдаемый в обоих образцах, может быть связан с выделением метастабильных фаз, таких как η или δ , которые образуются при перераспределении легирующих элементов в процессе нагрева.

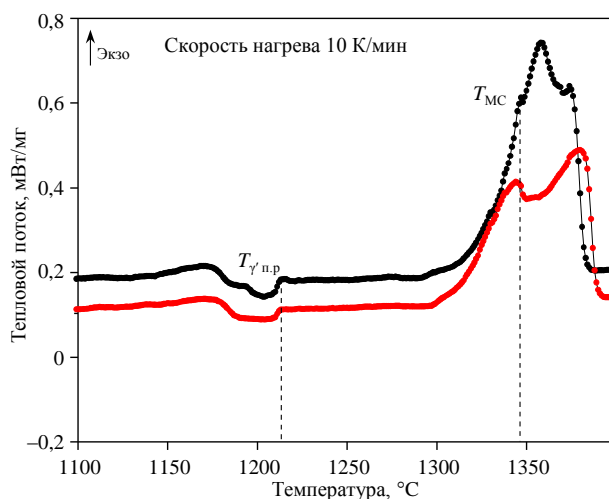


Рис. 2. Кривые дифференциальной сканирующей калориметрии образцов 1 (—) и 2 (—) в состоянии после селективного лазерного сплавления при нагреве ($T_{\gamma'_{п.р}}$ – температура сольвус (полного растворения) γ' -фазы, T_{MC} – температура образования карбидов типа MC)

Горячее изостатическое прессование и двухступенчатая термическая обработка (отжиг и старение) привели к перераспределению фаз (рис. 3). В поперечном сечении (XY) образца 1 наблюдается коалесценция γ' -частиц до 150–250 нм при снижении их доли до 48 ± 2 % (объемн.) (рис. 3, а). Этот процесс можно объяснить повышенной подвижностью границ раздела при высокотемпературном отжиге, что способствует слиянию частиц. В образце 2, несмотря на увеличение размеров частиц до 200–300 нм, доля γ' -фазы сохраняется на уровне 55 ± 3 % (объемн.) (рис. 3, б). Такая стабильность обусловлена введением элементов, замедляющих диффузию, например, за счет образования стабильных оксидов или карбидов на границах зерен. Разная доля γ' -частиц в образцах 1 и 2 вероятно связана с различным содержанием C в экспериментальных составах.

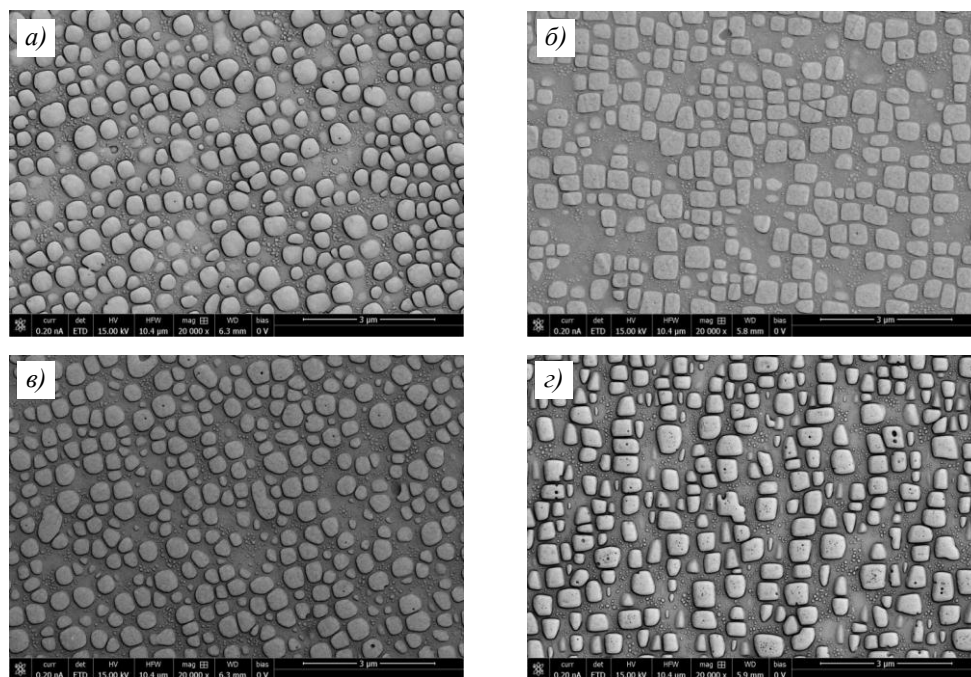


Рис. 3. Микроструктуры образцов 1 (а, в) и 2 (б, з) после термической обработки, полученные с помощью сканирующей электронной микроскопии в ориентациях XY (а, б) и XZ (в, з)

В продольном сечении (XZ) образца 2 γ' -частицы вытянуты вдоль оси построения (соотношение осей 1:3), тогда как в образце 1 их морфология близка к сферической (рис. 3, в, з). Анизотропия в образце 2 может быть связана с направленным тепловым потоком при СЛС, который создает предпочтительную ориентацию для роста частиц. В образце 1 сферическая форма частиц указывает на более равномерное распределение внутренних напряжений.

Расчет параметров кристаллической решетки (рис. 4) выявил различия между сплавами. В образце 1 при комнатной температуре параметры γ -матрицы и γ' -фазы составляют 0,3581 и 0,3595 нм (мисфит $\delta = 0,37\%$), в образце 2 значения параметров больше: 0,3589 и 0,3599 нм соответственно ($\delta = 0,29\%$), что непосредственно связано с влиянием Re. Увеличение мисфита происходит из-за искажения решетки под влиянием легирующих элементов с большим атомным радиусом, которые замещают атомы в узлах решетки. При более низком значении мисфита частицы γ' -фазы в образце 2 имеют более кубическую морфологию, чем в образце 1. Этот факт, вероятно, также связан с влиянием Re и требует дальнейших исследований.

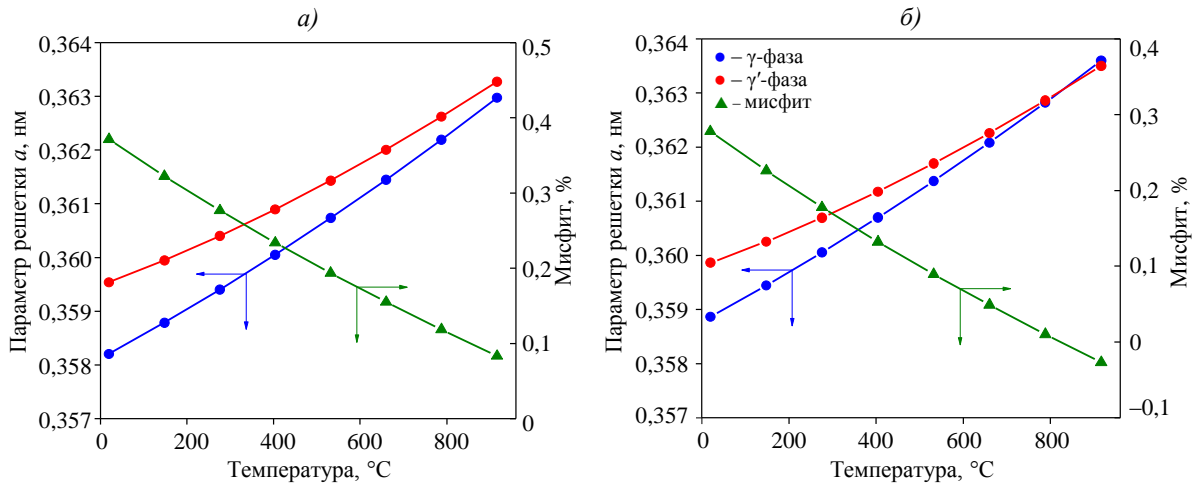


Рис. 4. Расчетные значения параметров решетки и мисфита для образцов 1 (а) и 2 (б)

Поведение кривой снижения значения мисфита с повышением температуры одинаково для образцов 1 и 2. Для образца 2 при температурах $>800\text{ }^\circ\text{C}$ значение мисфита становится отрицательным, что характерно для высоколегированных никелевых сплавов. Это связано с балансом таких элементов в структуре, как Mo, Re, Nb и Ta [3]. По-видимому, аналогичная картина должна наблюдаться и для образца 1, но при более высоких температурах, так как в нем содержится меньше Re, чем в образце 2.

Исследование микроструктуры образцов после горячего изостатического прессования и двухступенчатой термической обработки (рис. 5) выявило значительные различия. В образце 1 в структуре обнаружены карбиды типа MC различного размера (рис. 5, а) и состава, который подтверждается данными электронно-зондового микроанализа (см. таблицу). В образце 2, помимо карбидов типа MC, обнаружены зоны с ТПУ-фазами на основе W и Re, что связано с повышенным содержанием Re (рис. 5, б; см. таблицу).

Образование ТПУ-фаз в образце 2, вероятно, связано с комбинацией факторов: сегрегация элементов – неравномерное распределение легирующих добавок на границах зерен создает локальные зоны с повышенной концентрацией элементов, способствующих формированию ТПУ-фаз; остаточные напряжения, которые могут снижать энергию активации для образования хрупких фаз; высокая скорость охлаждения при

СЛС, которая ограничивает диффузию элементов, фиксируя метастабильные состояния, трансформирующиеся при последующем нагреве.

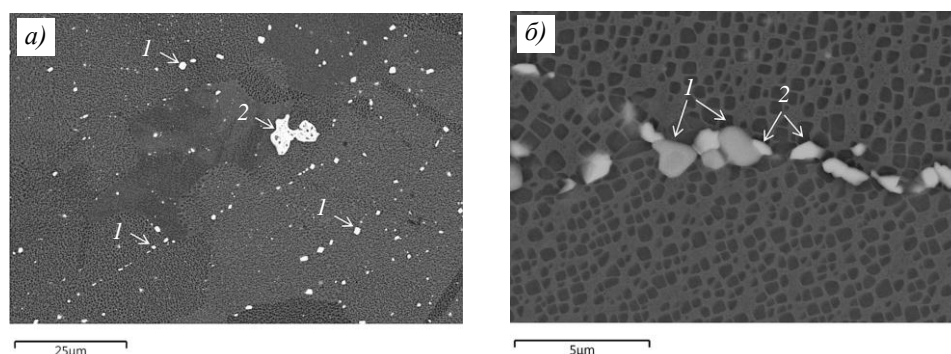


Рис. 5. Микроструктуры образцов 1 (а) и 2 (б), полученные с помощью сканирующей электронной микроскопии в ориентации ХУ

Локальный состав материала образцов 1 и 2

Место анализа	Содержание элементов, % (по массе)										
	Al	Ti	Cr	Co	Ni	Nb	Mo	Hf	Ta	W	Re
Образец 1											
Карбид типа MC ^{1,2} (точка 1)	0,6	1,3	2,8	5,7	12,6	31,7	0,2	0,4	42,1	2,0	Н/о
Карбид типа MC ¹ (точка 2)	0,6	1,2	1,3	2,4	4,3	30,6	0,3	0,5	52,4	6,2	Н/о
Образец 2											
Карбид типа MC ¹ (точка 1)	1,2	0,9	2,9	6,1	15,0	30,8	Н/о	0,3	40,6	1,9	Н/о
Фаза с рением ² (точка 2)	2,0	Н/о	8,5	15,7	22,7	2,3	3,3	0,2	0,5	25,8	19,0

¹ По данным качественного электронно-зондового микроанализа содержит углерод.
² Задета основа сплава, так как размер фазы меньше локальности метода (локальность ~1 мкм²).
 Примечание. Н/о – не обнаружено.

В образце 1 отсутствие ТПУ-фаз может объясняться более низким содержанием Re, вследствие чего легирующие элементы распределены равномерно, что предотвращает локальную концентрацию, необходимую для их образования.

Заключения

Подтверждена устойчивость к образованию трещин экспериментальных составов ЖНС с содержанием γ' -фазы ~50 % (объемн.), при этом в составах содержится от 1 до 3 % (по массе) Re. Структура данных составов после СЛС является ячеистой, т. е. типичной для никелевых сплавов, полученных данным методом.

В экспериментальных составах ЖНС, полученных методом СЛС, выявлено потенциальное комплексное влияние Re на мисфит и морфологию частиц γ' -фазы, однако для его установления необходимо провести дальнейшие исследования.

Образец 1 демонстрирует структурную стабильность за счет равномерного распределения элементов и снижения остаточных напряжений. В образце 2 высокая доля γ' -фазы и морфология ее частиц улучшают термическую стабильность, однако сегрегация Re и остаточные напряжения провоцируют образование ТПУ-фаз.

Список источников

1. Reed R.C. The Superalloys: Fundamentals and Applications. Cambridge: Cambridge University Press, 2006. 372 p. DOI: 10.1017/CBO9780511541285.
2. Pollock T.M., Tin S. Nickel-Based Superalloys for Advanced Turbine Engines: Chemistry, Microstructure and Properties // Journal of Propulsion and Power. 2006. Vol. 22 (2). P. 361–374. DOI: 10.2514/1.18239.

3. Логунов А.В. Жаропрочные никелевые сплавы для лопаток и дисков газовых турбин. М.: Московские учебники, 2018. 592 с.
4. 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 // *Электротехнология*. 2022. № 4. С. 15–25.
5. Евгенов А.Г., Шуртаков С.В., Прагер С.М., Малинин Р.Ю. К вопросу о разработке универсальной расчетной методики оценки деградации оборотных металлических порошковых материалов в зависимости от цикличности использования в процессе селективного лазерного сплавления // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 4 (61). С. 3–11. DOI: 10.18557/2071-9140-2020-0-4-3-11.
6. Оспенникова О.Г., Наприенко С.А., Медведев П.Н., Зайцев Д.В., Роголев А.М. Особенности формирования структурно-фазового состояния сплава ЭП648 при селективном лазерном сплавлении // *Труды ВИАМ*. 2021. № 8 (102). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 13.12.2024). DOI: 10.18557/2307-6046-2021-0-8-3-11.
7. Сухов Д.И., Неруш С.В., Ефимочкин И.Ю., Карачевцев Ф.Н., Богачев И.А. Получение металломатричных композитов на основе сплава ВЖ159 методом селективного лазерного сплавления // *Авиационные материалы и технологии*. 2021. № 2 (63). Ст. 07. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 13.12.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-62-72.
8. 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). Ст. 04. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 13.12.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-43-51.
9. Мин П.Г., Вадеев В.Е., Сухов Д.И., Раевских А.Н. Структура и механические свойства коррозионностойкого жаропрочного никелевого сплава, полученного селективным лазерным сплавлением // *Материаловедение*. 2021. № 12. С. 3–10. DOI: 10.31044/1684-579X-2021-0-12-3-10.
10. Vogel F., Cheng J., Liang S.B. et al. Formation and evolution of hierarchical microstructures in a Ni-based superalloy investigated by in situ high-temperature synchrotron X-ray diffraction // *Journal of Alloys and Compounds*. 2022. Vol. 919. Art. 165845. DOI: 10.1016/j.jallcom.2022.165845.
11. Wang X., Carter L.N., Pang B. et al. Microstructure and yield strength of SLM-fabricated CM247LC Ni-Superalloy // *Acta Materialia*. 2017. Vol. 128. P. 87–95. DOI: 10.1016/j.actamat.2017.02.007.
12. Won K.-U., Kim J.-Y., Yun J.-Y. et al. Fabrication of the CM247LC Ni-based superalloy using metal-material extrusion additive manufacturing and its microstructure and mechanical properties // *Powder Metallurgy*. 2025. Vol. 68 (3). P. 238–251. DOI: 10.1177/00325899251339695.
13. Radavich J., Furrer D., Carneiro T., Lemsky J. The Microstructure and Mechanical Properties of EP741NP Powder Metallurgy Disc Material // *Proceedings of the International Symposium on Superalloys*. Pittsburg: TSM (The Minerals, Metals and Materials Society), 2008. P. 63–72. DOI: 10.7449/2008/Superalloys_2008_63_72.
14. Ioannidou C., König H.-H., Semjatov N. et al. In-situ synchrotron X-ray analysis of metal Additive Manufacturing: Current state, opportunities and challenges // *Materials & Design*. 2022. Vol. 219. Art. 110790. DOI: 10.1016/j.matdes.2022.110790.
15. Carter L.N., Martin C., Withers P.J., Attallah M.M. The influence of the laser scan strategy on grain structure and cracking behaviour in SLM powder-bed fabricated nickel superalloy // *Journal of Alloys and Compounds*. 2014. Vol. 615. P. 338–347. DOI: 10.1016/j.jallcom.2014.06.172.
16. Zhao Y., Li K., Gargani M., Xiong W. A comparative analysis of Inconel 718 made by additive manufacturing and suction casting: Microstructure evolution in homogenization // *Additive Manufacturing*. 2020. Vol. 36. Art. 101404. DOI: 10.1016/j.addma.2020.101404.

17. Zhao Y., Zhao X., Qi X. et al. The origin of the straight propagation of the σ phase in a Ni-based single crystal superalloy at elevated temperature // *Acta Materialia*. 2024. Vol. 275. Art. 120056. DOI: 10.1016/j.actamat.2024.120056.
18. Chou K.-C., Sridhar S., Pal U.B. Activities and ternary phase diagrams // *Calphad*. 1997. Vol. 21. No. 4. P. 483–495. DOI: 10.1016/S0364-5916(98)00006-6.
19. Kalentics N., Ortega M. de Seijas V., Griffiths S. et al. 3D laser shock peening – A new method for improving fatigue properties of selective laser melted parts // *Additive Manufacturing*. 2020. Vol. 33. Art. 101112. DOI: 10.1016/j.addma.2020.101112.
20. Wang B., Castellana J., Melkote S.N. A hybrid post-processing method for improving the surface quality of additively manufactured metal parts // *CIRP Annals*. 2021. Vol. 70. No. 1. P. 175–178. DOI: 10.1016/j.cirp.2021.03.010.
21. Fertig R.S., Baker S.P. Dislocation dynamics simulations of dislocation interactions and stresses in thin films // *Acta Materialia*. 2010. Vol. 58. No. 15. P. 5206–5218. DOI: 10.1016/j.actamat.2010.06.001.
22. Ramsperger M., Singer R.F., Körner C. Microstructure of the Nickel-Base Superalloy CMSX-4 Fabricated by Selective Electron Beam Melting // *Metallurgical and Materials Transactions: A. Physical metallurgy and materials science*. 2016. Vol. 47. P. 1469–1480. DOI: 10.1007/s11661-015-3300-y.
23. Kenel C., De Luca A., Joglekar S.S. et al. Evolution of Y_2O_3 dispersoids during laser powder bed fusion of oxide dispersion strengthened Ni–Cr–Al–Ti γ/γ' superalloy // *Additive Manufacturing*. 2021. Vol. 47. P. 102224. DOI: 10.1016/j.addma.2021.102224.
24. Xinxu L., Chonglin J., Yong Z. et al. Segregation and homogenization for a new nickel-based superalloy // *Vacuum*. 2020. Vol. 177. Art. 109379. DOI: 10.1016/j.vacuum.2020.109379.
25. Smith T.M., Esser B.D., Antolin N. et al. Segregation and η phase formation along stacking faults during creep at intermediate temperatures in a Ni-based superalloy // *Acta Materialia*. 2015. Vol. 100. P. 19–31. DOI: 10.1016/j.actamat.2015.08.053.
26. Zhao Y., Chang Y., Li X. et al. P phase precipitation and strengthening behavior of a novel polycrystalline Ni_3Al -based intermetallic alloy at 1100 °C // *Acta Materialia*. 2024. Vol. 265. Art. 119601. DOI: 10.1016/j.actamat.2023.119601.
27. Rettig R., Heckl A., Singer R.F. Modeling of Precipitation Kinetics of TCP-Phases in Single Crystal Nickel-Base Superalloys // *Advanced Material Research*. 2011. Vol. 278. P. 180–185. DOI: 10.4028/www.scientific.net/amr.278.180.
28. DebRoy T., Wei H.L., Zuback J.S. et al. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties // *Progress in Materials Science*. 2018. Vol. 92. P. 112–224. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2017.10.001.

References

1. Reed R.C. *The Superalloys: Fundamentals and Applications*. Cambridge: Cambridge University Press, 2006, 372 p. DOI: 10.1017/CBO9780511541285.
2. Pollock T.M., Tin S. Nickel-Based Superalloys for Advanced Turbine Engines: Chemistry, Microstructure and Properties. *Journal of Propulsion and Power*, 2006, vol. 22 (2), pp. 361–374. DOI: 10.2514/1.18239.
3. Logunov A.V. *Heat-resistant nickel alloys for blades and disks of gas turbines*. Moscow: Moskovskie uchebniki, 2018, 592 p.
4. 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 of FSUE VIAM. Part 3. Adaptation and creation of materials. *Elektrometallurgiya*, 2022, no. 4, pp. 15–25.
5. Evgenov A.G., Shurtakov S.V., Prager S.M., Malinin R.Yu. On the development of a universal calculation method for assessing the degradation of recycled metal powder materials, depending on the cyclicity of use in the selective laser melting process. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 4 (61), pp. 3–11. DOI: 10.18557/2071-9140-2020-0-4-3-11.
6. 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), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 13, 2024). DOI: 10.18557/2307-6046-2021-0-8-3-11.

7. 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), paper no. 07. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: December 13, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-62-72.
8. 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), paper no. 04. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: December 13, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-43-51.
9. Min P.G., Vadeev V.E., Sukhov D.I., Raevskikh A.N. Structure and mechanical properties of corrosion-resistant heat-resistant nickel alloy obtained by selective laser melting. *Materialovedenie*, 2021, no. 12, pp. 3–10. DOI: 10.31044/1684-579X-2021-0-12-3-10.
10. Vogel F., Cheng J., Liang S.B. et al. Formation and evolution of hierarchical microstructures in a Ni-based superalloy investigated by in situ high-temperature synchrotron X-ray diffraction. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, vol. 919, art. 165845. DOI: 10.1016/j.jallcom.2022.165845.
11. Wang X., Carter L.N., Pang B. et al. Microstructure and yield strength of SLM-fabricated CM247LC Ni-Superalloy. *Acta Materialia*, 2017, vol. 128, pp. 87–95. DOI: 10.1016/j.actamat.2017.02.007.
12. Won K.-U., Kim J.-Y., Yun J.-Y. et al. Fabrication of the CM247LC Ni-based superalloy using metal-material extrusion additive manufacturing and its microstructure and mechanical properties. *Powder Metallurgy*, 2025, vol. 68 (3), pp. 238–251. DOI: 10.1177/00325899251339695.
13. Radavich J., Furrer D., Carneiro T., Lemsky J. The Microstructure and Mechanical Properties of EP741NP Powder Metallurgy Disc Material. *Proceedings of the International Symposium on Superalloys*. Pittsburg: TSM (The Minerals, Metals and Materials Society), 2008, pp. 63–72. DOI: 10.7449/2008/Superalloys_2008_63_72.
14. Ioannidou C., König H.-H., Semjatov N. et al. In-situ synchrotron X-ray analysis of metal Additive Manufacturing: Current state, opportunities and challenges. *Materials & Design*, 2022, vol. 219, art. 110790. DOI: 10.1016/j.matdes.2022.110790.
15. Carter L.N., Martin C., Withers P.J., Attallah M.M. The influence of the laser scan strategy on grain structure and cracking behaviour in SLM powder-bed fabricated nickel superalloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, vol. 615, pp. 338–347. DOI: 10.1016/j.jallcom.2014.06.172.
16. Zhao Y., Li K., Gargani M., Xiong W. A comparative analysis of Inconel 718 made by additive manufacturing and suction casting: Microstructure evolution in homogenization. *Additive Manufacturing*, 2020, vol. 36, art. 101404. DOI: 10.1016/j.addma.2020.101404.
17. Zhao Y., Zhao X., Qi X. et al. The origin of the straight propagation of the σ phase in a Ni-based single crystal superalloy at elevated temperature. *Acta Materialia*, 2024, vol. 275, art. 120056. DOI: 10.1016/j.actamat.2024.120056.
18. Chou K.-C., Sridhar S., Pal U.B. Activities and ternary phase diagrams. *Calphad*, 1997, vol. 21, no. 4, pp. 483–495. DOI: 10.1016/S0364-5916(98)00006-6.
19. Kalentics N., Ortega M. de Seijas V., Griffiths S. et al. 3D laser shock peening – A new method for improving fatigue properties of selective laser melted parts. *Additive Manufacturing*, 2020, vol. 33, art. 101112. DOI: 10.1016/j.addma.2020.101112.
20. Wang B., Castellana J., Melkote S.N. A hybrid post-processing method for improving the surface quality of additively manufactured metal parts. *CIRP Annals*, 2021, vol. 70, no. 1, pp. 175–178. DOI: 10.1016/j.cirp.2021.03.010.
21. Fertig R.S., Baker S.P. Dislocation dynamics simulations of dislocation interactions and stresses in thin films. *Acta Materialia*, 2010, vol. 58, no. 15, pp. 5206–5218. DOI: 10.1016/j.actamat.2010.06.001.
22. Ramsperger M., Singer R.F., Körner C. Microstructure of the Nickel-Base Superalloy CMSX-4 Fabricated by Selective Electron Beam Melting. *Metallurgical and Materials Transactions: A. Physical metallurgy and materials science*, 2016, vol. 47, pp. 1469–1480. DOI: 10.1007/s11661-015-3300-y.

23. Kenel C., De Luca A., Joglekar S.S. et al. Evolution of Y_2O_3 dispersoids during laser powder bed fusion of oxide dispersion strengthened Ni–Cr–Al–Ti γ/γ' superalloy. *Additive Manufacturing*, 2021, vol. 47, p. 102224. DOI: 10.1016/j.addma.2021.102224.
24. Xinxu L., Chonglin J., Yong Z. et al. Segregation and homogenization for a new nickel-based superalloy. *Vacuum*, 2020, vol. 177, art. 109379. DOI: 10.1016/j.vacuum.2020.109379.
25. Smith T.M., Esser B.D., Antolin N. et al. Segregation and η phase formation along stacking faults during creep at intermediate temperatures in a Ni-based superalloy. *Acta Materialia*, 2015, vol. 100, pp. 19–31. DOI: 10.1016/j.actamat.2015.08.053.
26. Zhao Y., Chang Y., Li X. et al. P phase precipitation and strengthening behavior of a novel polycrystalline Ni_3Al -based intermetallic alloy at 1100 °C. *Acta Materialia*, 2024, vol. 265, art. 119601. DOI: 10.1016/j.actamat.2023.119601.
27. Rettig R., Heckl A., Singer R.F. Modeling of Precipitation Kinetics of TCP-Phases in Single Crystal Nickel-Base Superalloys. *Advanced Material Research*, 2011, vol. 278, pp. 180–185. DOI: 10.4028/www.scientific.net/amr.278.180.
28. DebRoy T., Wei H.L., Zuback J.S. et al. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties. *Progress in Materials Science*, 2018, vol. 92, pp. 112–224. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2017.10.001.

Информация об авторах

Каблов Евгений Николаевич, д.т.н., профессор, академик РАН

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

Филонова Елена Владимировна, начальник сектора, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Пахомкин Станислав Игоревич, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Evgeny N. Kablov, Doctor of Sciences (Tech.), Professor, Academician of RAS

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

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

Elena V. Filonova, Head of Sector, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Stanislav I. Pakhomkin, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 25.06.2025; одобрена и принята к публикации 25.06.2025.
The article was submitted 25.06.2025; approved and accepted for publication 25.06.2025.