

Научная статья

УДК 669.15

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-7-26-42

ОБОБЩЕННЫЙ КРИТЕРИЙ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ

Д.Г. Чубов¹, С.В. Неруш¹

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

Аннотация. Предложен обобщенный безразмерный критерий трещиностойкости Ξ жаропрочных никелевых сплавов для селективного лазерного сплавления – отношение функционала пластической релаксации к функционалу накопления дефектов, объединяющее растрескивание при кристаллизации, деформационное старение и зернограничное охрупчивание с учетом кинетики выделения γ' -фазы. Бездефектному синтезу отвечает неравенство $\Xi > \Xi_{cr}$ при $\Xi_{cr} = 1$. Критерий описывает 94 % дисперсии экспериментальной плотности трещин по сравнению с 41–74 % для известных критериев. На его основе разработаны сплавы ВЖС1 ($R_{adj}^2 = 0,88$ при шести подгоняемых параметрах) и ВЖС3, синтезированные без макротрещин.

Ключевые слова: селективное лазерное сплавление, жаропрочные никелевые сплавы, критерий трещиностойкости, γ' -фаза, CALPHAD, обратное проектирование, сплавы ВЖС1 и ВЖС3

Для цитирования: Чубов Д.Г., Неруш С.В. Обобщенный критерий трещиностойкости жаропрочных никелевых сплавов для селективного лазерного сплавления // Труды ВИАМ. 2026. № 7 (161). С. 26–42. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-7-26-42.

Scientific article

GENERALIZED CRACK-RESISTANCE CRITERION NICKEL-BASED SUPERALLOYS FOR SELECTIVE LASER MELTING

D.G. Chubov¹, S.V. Nerush¹

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

Abstract. A generalized dimensionless crack-resistance criterion Ξ for nickel-based superalloys processed by selective laser melting is proposed – the ratio of the plastic relaxation functional to the damage accumulation functional, combining solidification cracking, strain-age cracking and grain-boundary embrittlement with the γ' precipitation kinetics. Defect-free synthesis corresponds to $\Xi > \Xi_{cr}$ with $\Xi_{cr} = 1$. The criterion accounts for 94 % of the experimental crack density variance against 41–74 % for known criteria. The VZhS1 (adjusted $R^2 = 0,88$ for six fitted parameters) and VZhS3 alloys designed with it were synthesized crack-free.

Keywords: selective laser melting, nickel-based superalloys, crack-resistance criterion, γ' -phase, CALPHAD, inverse alloy design, VZhS1, VZhS3

For citation: Chubov D.G., Nerush S.V. Generalized crack-resistance criterion nickel-based superalloys for selective laser melting. *Trudy VIAM*, 2026, no. 7 (161), pp. 26–42. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-7-26-42.

Введение

Возрастание параметров рабочего процесса газотурбинных двигателей нового поколения ограничено температурным ресурсом материалов горячего тракта. Применительно к перспективным двигателям семейства ПД требования к рабочим лопаткам и сопловым аппаратам турбины низкого давления сформулированы для температур >800 °С, причем заготовки предполагается получать методом аддитивных технологий, а не литьем по выплавляемым моделям.

Это решение подробно разобрано в работах [1, 2]. Селективное лазерное сплавление (СЛС) сокращает технологический цикл, исключает сварные соединения, которые всегда остаются потенциальными источниками дефектов, и уменьшает коэффициент расхода металла (отношение массы заготовки к массе готовой детали) до величины $\sim 1,5$ по сравнению со значениями 5–10 при литье с последующей механической обработкой. Существенно и то, что режимы синтеза необходимо подбирать не только с условием получения плотного бездефектного материала, но и с требованиями по шероховатости поверхностного слоя и точности изготовления, поскольку высотные параметры шероховатости и достижимый квалитет размера определяются скоростью сканирования, стратегией штриховки и ориентацией построения [3].

Отечественный опыт СЛС жаропрочных никелевых сплавов накоплен главным образом на сплавах с небольшой объемной долей упрочняющей γ' -фазы. Сплавы ЭП648 и ВЖ159 синтезируют без трещин [4–7], на их основе получены металломатричные композиты [8], исследованы коррозионностойкие композиции [9]. При синтезе методом СЛС литейных составов с содержанием γ' -фазы $f_{\gamma'} > 30$ % возникает растрескивание: для сплава ЖС32-ВИ бездефектный синтез удастся лишь на монокристаллической подложке [10], а в обзоре [11] показано растрескивание как основное препятствие для всего этого класса материалов. Структурная нестабильность сплавов с высоким содержанием γ' -фазы при СЛС рассмотрена в статье [12], опыт синтеза экспериментального состава изложен в источнике [13].

Зарубежные данные демонстрируют аналогичную закономерность. Сплавы IN718 ($f_{\gamma'} \approx 15$ –20 %), IN625 ($f_{\gamma'} < 5$ %) и однофазный Hastelloy X синтезируют без дефектов [14], тогда как при переходе к сплавам IN738LC, IN939, CM247LC и MAR M247 подбор параметров процесса не обеспечивает бездефектного синтеза. В работе [14] из двенадцати сплавов, синтезированных в идентичных условиях, шесть растрескались с плотностью трещин до 12 мм^{-1} .

Причина в том, что составы традиционных сплавов оптимизировали под литье со скоростями охлаждения 10^0 – 10^2 К/с, в процессе сварки 10^3 – 10^4 К/с, а при СЛС скорость достигает 10^5 – 10^6 К/с при температурных градиентах $>10^6$ К/м и циклическом нагреве ранее затвердевших слоев [15, 16]. Материал, который для литейной технологии считается благоприятным, в этих условиях оказывается за пределами своей области термодинамической стабильности. Отсюда следует, что сплав для аддитивного производства требуется проектировать самостоятельно, оптимизируя трещиностойкость при синтезе и жаропрочность при эксплуатации совместно, а не последовательно.

Предложенные ранее способы оценки склонности к растрескиванию при СЛС разделены на пять групп, и ни одна из них не учитывает условия целиком.

Эмпирические индексы $[Al + Ti]$ и SAC (strain age cracking) $[Al + Ti + Nb + Ta]$ [17, 18] оперируют суммарным содержанием γ' -формирующих элементов. Механизмы растрескивания они не разграничивают, кинетика фазовых превращений и поля термических напряжений в них не входят, и различить сплавы с близким составом, но существенно разной экспериментальной плотностью трещин с их помощью не удастся. Близкие по идеологии ограничения по составу – содержание Al менее 6 % (атомн.)

и суммарное содержание Ti, Ta, Nb и W менее 8 % (атомн.) – предложены для γ' -упрочняемых кобальтовых сплавов [19], для которых пониженная температура сольвуса γ' -фазы прямо использована для повышения свариваемости при лазерной наплавке.

Критерий RDG (Rappaz–Drezet–Gremaud) [20] отражает механику двухфазной зоны и описывает только кристаллизационное растрескивание сплава. Деформационное старение, доминирующее у сплавов с высоким содержанием γ' -фазы при СЛС [15, 16], остается за его рамками.

Критерий SCI (solidification cracking index) [21] свидетельствует о склонности сплава к кристаллизационному растрескиванию по наклону кривой кристаллизации вблизи терминальной точки и наследует то же ограничение.

Подход Alloys-by-Design [22, 23] сочетает CALPHAD-расчеты (CALculation PHase Diagram) с регрессионными моделями и привел к разработке серии ABD-сплавов для СЛС. Трещиностойкость для этих сплавов оценивают косвенно (через параметры изменения температур солидус и сольвус: ΔT_{sol} и ΔT_{solv}), без функционала, который связывал бы состав с механикой разрушения.

Методы машинного обучения [24–26] обеспечивают поиск по обширным библиотекам составов, однако физически непрозрачны: явных конститутивных уравнений модель не содержит, что ограничивает экстраполяцию и не указывает на механизм улучшения трещиностойкости материалов. Близкий по идеологии путь реализуют интегрированные информационные системы, аккумулирующие данные по свойствам авиационных материалов и достраивающие модели типа «состав–свойство» [27]. Такие системы работают с эксплуатационными характеристиками и не содержат аппарата для описания неравновесной механики разрушения при нестационарных термических циклах послыйного синтеза.

Собрать в одном формальном признаке механику полей термических напряжений, кинетику фазовых превращений в условиях СЛС и физику разрушения на разных масштабных уровнях ни один из перечисленных подходов не позволяет. Построению такого критерия и его применению к разработке жаропрочных никелевых сплавов для СЛС посвящена данная работа.

Материалы и методы

Исследованы экспериментальные жаропрочные никелевые сплавы ВЖС1 и ВЖС3, составы которых разработаны на основе предложенного обобщенного критерия трещиностойкости Ξ с применением CALPHAD-оптимизации. Данные по промышленным сплавам, использованные для сравнения, взяты из научно-технической литературы.

Фазовые равновесия, температуры фазовых превращений (ликвидус T_{liq} , солидус T_{sol} , сольвус T_{solv}), равновесные объемные доли фаз рассчитывали методом CALPHAD. Характерное время зарождения γ' -фазы τ_n и энергию активации Q_n оценивали по диффузионным данным для системы Ni–Al–Ti [28].

Металлопорошковые композиции (рабочая фракция 10–63 мкм) получали газовой атомизацией расплава в среде аргона. Порошок использовали в состоянии первичной поставки (без оборота), что исключало влияние деградации гранул при многократном использовании [29].

Образцы синтезировали на промышленной установке СЛС в защитной атмосфере аргона при содержании кислорода <0,1 % (объемн.) с подогревом подложки до 200 °С при ориентации построения ХЗ. Прогноз критерия относится к состоянию непосредственно после синтеза, поэтому контроль трещин выполняли на образцах, термической обработке не подвергавшихся.

Часть образцов после контроля трещин подвергали полной термической обработке – горячему изостатическому прессованию, рекристаллизационному отжигу и

многоступенчатому старению. Эта часть работы понадобилась для того, чтобы установить, какая γ/γ' -структура формируется в спроектированных сплавах. Температуру контролировали термопарами с погрешностью $\pm 5^\circ\text{C}$.

Наличие трещин определяли на металлографических шлифах, вырезанных электроэрозионным методом в плоскости, параллельной оси построения. Микроструктуру изучали методом сканирующей электронной микроскопии в режимах вторичных и обратно рассеянных электронов при ускоряющем напряжении 15–20 кВ и методом просвечивающей электронной микроскопии при 200 кВ. Фазовый состав синтезированного материала контролировали дифракцией на выделенной области (SAED) по наличию или отсутствию сверхструктурных отражений $L1_2$, диагностических для γ' -фазы.

Длительную прочность определяли по ГОСТ 10145–81 при постоянном приложенном напряжении до разрушения образцов, нагрев вели в трехзонной электрической печи с контролем температуры термопарами, закрепленными на образце.

Качество регрессионных моделей оценивали по коэффициенту детерминации R^2 и коэффициенту ранговой корреляции Спирмена r_s . Чувствительность модели Ξ к варьированию входных параметров определяли методом глобального анализа Соболя.

Результаты и обсуждение

Смысл модели состоит в том, чтобы не подбирать очередной параметр, а описать конкуренцию двух процессов, которые при послойном синтезе идут одновременно и в одном и том же объеме материала – накопления повреждений и их залечивания за счет пластического течения. Механика полей термических напряжений входит в модель явно, кинетика выделения γ' -фазы описывается уравнением Джонсона–Мела–Аврами–Колмогорова (ЖМАК), а три механизма растрескивания сводятся в один функциональный процесс, причем каждое слагаемое сохраняет самостоятельный физический смысл, а показатели степени отвечают конкретным процессам, а не результату подгонки.

В зоне термического влияния (ЗТВ) материал при СЛС последовательно проходит расплав, двухфазную область, пересыщенный γ -раствор и частично состаренный $(\gamma + \gamma')$ -раствор. Механизмы накопления дефектов и релаксации напряжений в этих состояниях различны и объединить их можно только интегрально. Обобщенный безразмерный критерий трещиностойкости Ξ вводится как отношение способности материала к пластической релаксации напряжений к кумулятивному накоплению дефектов:

$$\Xi = \frac{\Phi_{\text{rel}}}{\Phi_{\text{dam}}}, \quad (1)$$

обе величины – интегралы по времени и по объему ЗТВ за один цикл «нагрева–охлаждения»:

$$\Phi_{\text{rel}} = \int_0^{t_{\text{cycle}}} \int_{V_{\text{ЗТВ}}} \dot{\epsilon}_{\text{eq}}^{\text{pl}}(r, t) \Psi(T, f_{\gamma'}, \rho_d) dV dt; \quad (2)$$

$$\Phi_{\text{dam}} = \int_0^{t_{\text{cycle}}} \int_{V_{\text{ЗТВ}}} D(r, t) dV dt, \quad (3)$$

где $\dot{\epsilon}_{\text{eq}}^{\text{pl}}$ – скорость эквивалентной пластической деформации; Ψ – функция пластической податливости; $f_{\gamma'}$ – доля γ' -фазы; D – скорость накопления дефектов; $V_{\text{ЗТВ}}$ – объем ЗТВ; t – время; ρ_d – плотность дислокаций; T – температура.

Бездефектному синтезу при $\Xi_{\text{кр}} = 1$ соответствует условие

$$\Xi > \Xi_{\text{кр}}. \quad (4)$$

Нормирование функционалов (Φ_{rel} и Φ_{dam}) выбрано так, что порог критерия равен 1, и в логарифмических координатах критическая поверхность вырождается в плоскость $\lg \Xi_{\text{кр}} = 0$, что упрощает графическое представление.

Функция пластической податливости Ψ показывает насколько материал способен течь пластически, не растрескиваясь, и записывается произведением четырех сомножителей

$$\Psi(T, f_{\gamma'}, \rho_d) = [1 - f_{\gamma'}(T, t)]^{m_1} [1 - f_L(T)]^{m_2} \exp\left(-\frac{\rho_d}{\rho_d^{\text{cr}}}\right) \Theta(T - T_{\text{BDT}}), \quad (5)$$

где $f_L(T)$ – объемная доля жидкости при температуре T ; m – степенная функция; ρ_d^{cr} – плотность дислокации критическая; Θ – ступенчатая функция; T_{BDT} – температура хрупко-вязкого перехода.

Каждый сомножитель отражает самостоятельное, независимое от остальных ограничение пластичности. Снижение пластичности по мере выделения когерентной γ' -фазы описывает первый из них, а показатель $m_1 > 1$ задает нелинейность этого снижения. При полном расплавлении пластичность обнуляет второй сомножитель. Экспоненциальный член исчерпывает ее как только плотность дислокаций переходит критическое значение. Область ниже температуры хрупко-вязкого перехода T_{BDT} , где пластическая релаксация невозможна в принципе, отсекается ступенчатой функцией Θ .

Текущую долю γ' -фазы $f_{\gamma'}(t)$, входящую в функцию Ψ , находят из уравнения ЖМАК:

$$f_{\gamma'}(t) = f_{\gamma'}^{\text{eq}}(T) \left\{ 1 - \exp\left[-\left(\frac{t}{\tau_n(T)}\right)^{n_A}\right] \right\}, \quad (6)$$

где $f_{\gamma'}^{\text{eq}}(T)$ – равновесная доля γ' -фазы при температуре T по расчету CALPHAD; n_A – показатель Аврами; $\tau_n(T)$ – характерное время зарождения, подчиняющееся аррениусовской зависимости с энергией активации Q_n (диффузия Al, Ti, Nb) и движущей силой $\Delta G_V(T)$, обращаемой в ноль при $T = T_{\text{solv}}$.

Параметр τ_n служит величиной, изменяя которую состав управляет кинетикой трещин деформационного старения. Частичная замена Ti на Nb увеличивает время τ_n за счет более низкой диффузионной подвижности ниобия: при температуре 900 °C $D_{\text{Nb}} \approx 8,7 \cdot 10^{-15}$ м²/с против $D_{\text{Ti}} \approx 4,2 \cdot 10^{-14}$ м²/с [28, 30].

Скорость накопления дефектов складывается из вкладов трех механизмов:

$$D = D_{\text{liq}} + D_{\text{SA}} + D_{\text{hot}}. \quad (7)$$

Слагаемое D_{liq} отвечает за растрескивание в процессе кристаллизации. Оно реализуется в интервале температур $T_{\text{sol}} < T < T_{\text{liq}}$, когда деформация твердого вещества превышает порог когезии остаточных жидких пленок между дендритами, а состав влияет на него через ширину интервала кристаллизации ΔT_{sol} и степень микросегрегации.

Слагаемое D_{SA} описывает растрескивание от деформационного старения – главного механизма для сплавов с высокой долей γ' -фазы. Оно включается при повторном нагреве уже затвердевших слоев ниже температуры T_{sol} , когда в материале конкурируют два процесса: релаксация остаточных термических напряжений, требующая пластической деформации, и дисперсионное упрочнение выделяющейся γ' -фазой, которое это течение подавляет. Дефекты начинают накапливаться как только скорость упрочнения $df_{\gamma'}/dt$ больше скорости пластической релаксации $d\varepsilon_{\text{eq}}^{\text{pl}}/dt$.

Слагаемое D_{hot} учитывает зернограницное охрупчивание при формировании на границах зерен сплошных пленок карбидов и боридов. По абсолютной величине оно уступает D_{SA} , однако становится заметным при длительных выдержках нижних слоев при синтезе высоких деталей.

Для системы сплава IN939 при типичных режимах СЛС расчет дает следующее распределение вкладов в функционал Φ_{dam} : деформационное старение 65–70 %,

кристаллизационное растрескивание 20–25 %, зернограничное охрупчивание 5–10 %. Этим и объясняется, почему критерии, ориентированные исключительно на кристаллизационное растрескивание [20, 21], для данного класса сплавов обладают ограниченной предиктивной способностью.

Валидационная выборка охватывает весь диапазон значений $f_{\gamma'}$ – от 0 (Hastelloy X) до 65 % (CMSX-4). Термодинамические параметры рассчитаны методом CALPHAD, экспериментальные значения плотности трещин усреднены по научно-техническим литературным источникам [14, 31–33]. Параметры выборки сведены в табл. 1.

Таблица 1

**Термодинамические и кинетические параметры сплавов
валидационной выборки (расчет CALPHAD)**

Сплав	$f_{\gamma'}^{\text{eq}}, \%$	$T_{\text{liq}}, ^\circ\text{C}$	$T_{\text{sol}}, ^\circ\text{C}$	$\Delta T_{\text{sol}}, ^\circ\text{C}$	$T_{\text{solv}}^{\gamma'}, ^\circ\text{C}$	$T_{\text{sol}} - T_{\text{solv}}^{\gamma'}, ^\circ\text{C}$	[Al + Ti], % (по массе)	$\bar{N}_v$	$\rho_{\text{cr}}^{\text{exp}}, \text{мм}^{-1}$	$\Xi_{\text{расч}}$
Hastelloy X*	0	1355	1260	95	–	Отсутствует	0,5	2,18	0	$\gg \Xi_{\text{кр}}$
IN625	<5	1350	1290	60	860	430	0,7	2,22	0	$\gg \Xi_{\text{кр}}$
IN718	15–20	1340	1290	50	910	380	2,4	2,30	0	$\gg \Xi_{\text{кр}}$
Waspaloy	25	1360	1300	60	1030	270	4,2	2,38	0–0,2	$> \Xi_{\text{кр}}$
IN939	35	1345	1265	80	1135	130	5,4	2,42	0,5–1,2	$\sim \Xi_{\text{кр}}$
Nimonic 115	38	1360	1275	85	1150	125	6,0	2,44	1,5–3	$< \Xi_{\text{кр}}$
IN738LC	40	1340	1265	75	1175	90	6,2	2,46	2–5	$< \Xi_{\text{кр}}$
Rene 80	42	1350	1260	90	1180	80	6,4	2,48	3–6	$\ll \Xi_{\text{кр}}$
IN713LC	45	1345	1260	85	1195	65	6,8	2,50	4–8	$\ll \Xi_{\text{кр}}$
MAR M247	55	1370	1240	130	1230	10	7,0	2,52	6–12	$\ll \Xi_{\text{кр}}$
CM247LC	60	1380	1270	110	1250	20	7,4	2,54	8–15	$\ll \Xi_{\text{кр}}$
CMSX-4	65	1395	1340	55	1290	50	7,8	2,40**	5–10	$\ll \Xi_{\text{кр}}$
Rene N5	62	1390	1345	45	1280	65	7,5	2,42**	4–9	$\ll \Xi_{\text{кр}}$
ВЖС1 (расчет)	35–40	1355	1275	80	1095	180	5,1	2,37	0 (прогноз)	$> \Xi_{\text{кр}}$

* Сплав Hastelloy X не содержит γ' -фазы, поэтому ее температура сольвус и производный от нее интервал не определены – однофазная γ -область распространяется на весь интервал температур $< T_{\text{sol}}$.
 ** Для монокристаллических сплавов CMSX-4 и Rene N5 величина $\bar{N}_v$ рассчитана для γ -матрицы, экспериментальные данные по ρ_{cr} относятся к поликристаллическим материалам.

Экспоненты моделей m_1 и m_2 определяли методом наименьших квадратов по сплавам выборки. Результаты сопоставления критериев приведены в табл. 2 и на рис. 1.

Таблица 2

Сравнительная предиктивная способность критериев трещиностойкости

Критерий	Физическая основа	r_s с $\rho_{\text{cr}}^{\text{exp}}$	R^2 (логарифмическая регрессия)	Литературный источник
[Al + Ti]	Эмпирический	0,72	0,54	[17, 18]
SAC-индекс [Al + Ti + Nb + Ta]	Эмпирический	0,74	0,56	[17, 18]
ΔT_{sol}	Термодинамический	0,61	0,41	[22]
$T_{\text{solv}}^{\gamma'}$	Термодинамический	0,82	0,69	[22]
$T_{\text{sol}} - T_{\text{solv}}^{\gamma'}$	Термодинамический	–0,85	0,74	–
SCI	Термодинамика + кинетика кристаллизации	0,66	0,48	[21]
Ξ	Механика + кинетика + 12 параметров	–0,96	0,94	Данная работа

Критерий Ξ описывает 94 % дисперсии экспериментальной плотности трещин, заметно превосходя все рассмотренные альтернативы. Прирост ($R_{\text{adj}}^2 = 0,88$ при шести подгоняемых параметрах) параметра R^2 при переходе от лучшего однопараметрического показателя $T_{\text{sol}} - T_{\text{solv}}$ ($R^2 = 0,74$) к интегральному функционалу обеспечен учетом кинетики выделения γ' -фазы и одновременным описанием нескольких механизмов накопления

дефектов. Следует, однако, оговорить, что показатели степени модели определены методом наименьших квадратов по той же выборке, по которой рассчитан параметр R^2 (13 сплавов при шести подгоняемых экспонентах), поэтому скорректированный коэффициент детерминации составляет $R^2_{adj} = 0,88$, а независимая внешняя проверка модели не выполнялась. От моделей машинного обучения [24–26] предлагаемый подход отличается не отсутствием подгонки, а тем, что каждый подгоняемый показатель степени отражает конкретный физический процесс и допускает независимую интерпретацию.

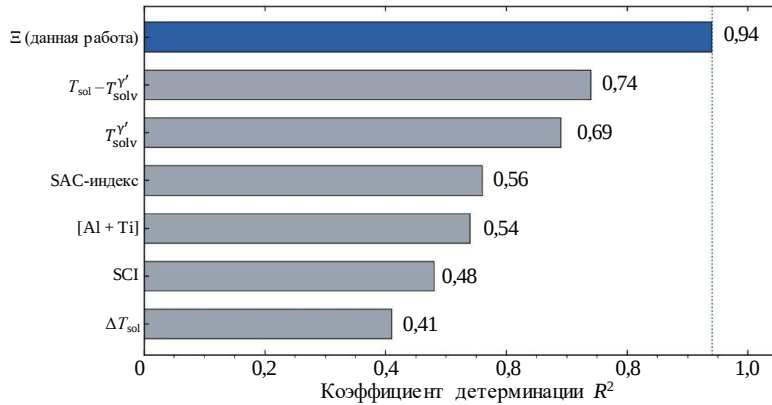


Рис. 1. Предиктивная способность критериев трещиностойкости по коэффициенту детерминации R^2 (по данным табл. 2)

Экспериментальные данные выборки в координатах «ширина однофазного температурного «окна» ($T_{sol} - T_{sol}^Y$)–плотность трещин (ρ_{cr})» показаны на рис. 2. Плотность трещин монотонно снижается по мере расширения интервала существования однофазного γ -раствора, что само по себе ожидаемо и объясняет высокое значение $R^2 = 0,74$ для этого параметра. Однако сплавы IN939 и ВЖС3 при практически совпадающей ширине «окна» (130 и 120 °С) различаются качественно по параметру ρ_{cr}^{exp} : 0,5–1,2 против 0 мм⁻¹, причем сплав ВЖС3 содержит почти вдвое большую равновесную долю γ' -фазы (60 против 35 %). Термодинамические параметры без кинетических это различие не описывают, и этот разрыв закрывает введение в критерий времени зарождения τ_n .

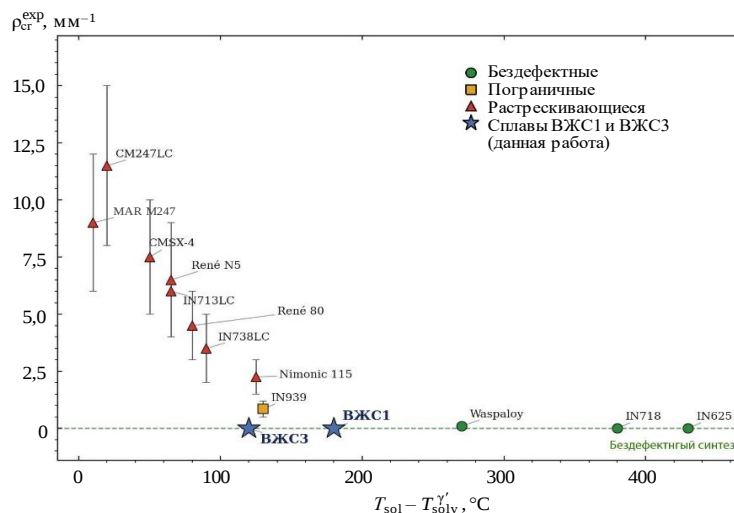


Рис. 2. Экспериментальная плотность трещин сплавов валидационной выборки в зависимости от ширины интервала $T_{sol} - T_{sol}^Y$ (по данным табл. 1). Вертикальные отрезки соответствуют разбросу научно-технических литературных данных. Сплав Hastelloy X не показан, так как не содержит γ' -фазы и интервал для него не определен

Индексы Соболя первого порядка для 12 параметров модели приведены в табл. 3.

Таблица 3

Индексы чувствительности Соболя первого порядка для параметров модели Э

Ранг	Параметр	Физический смысл	Индекс Соболя SI
1	P2: $T_{\text{sol}}^{\gamma'}$	Температура сольвус γ' -фазы	0,26
2	P4: $\tau_n (T_{\text{reheat}})$	Кинетика зарождения γ' -фазы	0,21
3	P1: ΔT_{sol}	Интервал кристаллизации	0,16
4	P9: Nb/Ti	Диффузионное замедление	0,11
5	P7: $\bar{N}_v$	Стабильность к ТПУ-фазам	0,07
6	P5: $ \delta $	Когерентность γ/γ' -фаз	0,05
7	P11: κ_{eff}	Теплопроводность	0,04
8	P12: $\alpha(T)$	Температурный коэффициент линейного расширения	0,03
9	P6: $k_{\text{I seg}}$	Сегрегация	0,03
10	P10: γ_{SFE}	Энергия дефекта упаковки	0,02
11	P8: [Al + Ti + Nb + Ta]	Суммарное содержание γ' -образующих элементов	0,01
12	P3: $f_{\gamma'}^{\text{eq}} (T_{\text{serv}})$	Доля γ' -фазы при рабочей температуре	0,01

На первые пять параметров приходится 81 % дисперсии обобщенного критерия Э. Температура сольвус ($SI = 0,26$) и время зарождения γ' -фазы ($SI = 0,21$) вместе дают 47 %, и это распределение определяет приоритетные направления модификации состава. Одновременно можно объяснить, почему критерии без кинетического блока ограничены в предиктивной способности. Так, приведенные в табл. 3 индексы первого порядка в сумме дают 1, тогда как функционал $\Psi(T, f_{\gamma'}, \rho_d)$ по формуле (5) представляет произведение сомножителей и содержит взаимодействие параметров; равенство 1 отражает округление индексов до второго знака, а полные индексы Соболя, характеризующие вклад взаимодействий, в данной работе не определялись.

По результатам анализа чувствительности сформулированы пять направлений модификации системы легирования. Направление I предусматривает снижение температуры T_{sol} до 1100 °С и ниже с расширением интервала $T_{\text{sol}} - T_{\text{solv}}$ до ≥ 175 °С при частичной замене Ti на Nb и подбором содержания Co и Al при сохранении значения $f_{\gamma'}^{\text{eq}} \geq 35$ %. Направление II требует замедления кинетики выделения γ' -фазы при температуре 900 °С до $\tau_n \geq 0,8$ с с повышением отношения Nb/Ti, так как коэффициент диффузии Nb в никеле с гранецентрированной кубической решеткой (ГЦК) в ~ 5 раз меньше, чем у Ti, и замена тормозит диффузионно-контролируемое зарождение γ' -фазы, не снижая равновесной доли упрочняющей фазы, а также увеличением содержания W и Mo. Направление III сводится к контролю температуры ΔT_{solv} на уровне ≤ 80 °С через содержание углерода и перераспределение карбидообразующих элементов. Направление IV – подавление топологически плотноупакованных (ТПУ) фаз при $\bar{N}_v < 2,40$ при снижении содержания Cr с компенсацией с помощью W. Направление V – минимизация мисфита $|\delta| < 0,15$ % при температуре 850 °С с помощью баланса элементов между γ - и γ' -подрешетками по данным CALPHAD.

В качестве базовой системы разработки сплава ВЖС1 выбран сплав IN939. Сплав сертифицирован для направляющих лопаток промышленных газотурбинных установок с ресурсом > 25000 ч при температуре 850 °С, на диаграмме Al–Ti [18, 34] находится вблизи границы свариваемости и не содержит рения. Расчет по модели

CALPHAD дает для него $T_{\text{liq}} \approx 1345$ °C, $T_{\text{sol}} \approx 1265$ °C и $T_{\text{solv}} \approx 1135$ °C, так что интервал $T_{\text{sol}} - T_{\text{solv}} \approx 130$ °C отвечает температурному «окну» существования однофазного γ -раствора. Для сравнения, у сплава IN738LC это «окно» составляет ~ 90 °C, у сплава CM247LC – порядка 20 °C (табл. 1).

Данные табл. 1 показывают, почему адаптация готовых промышленных сплавов к СЛС не обеспечивает требуемого результата. Для сплава IN738LC при «окне» ~ 90 °C многолетняя оптимизация режимов синтеза [16, 31, 32] трещины так и не устранила – ρ_{cr} сохраняется на уровне 2–5 мм⁻¹. Для сплавов CM247LC и MAR M247, у которых «окно» сужается соответственно до 20 и 10 °C, растрескивание от деформационного старения становится неизбежным при любых параметрах процесса, а ρ_{cr} превышает 8 мм⁻¹ [14, 33]. Сплав IN939 с промежуточным «окном» ~ 130 °C и умеренной плотностью трещин 0,5–1,2 мм⁻¹ остается единственной системой, для которой направленная модификация способна перевести критерий трещиностойкости Ξ через пороговое значение без переработки системы легирования целиком.

Расчет для сплава ВЖС1 дает снижение температуры T_{solv} с 1135 до 1095 °C и возрастание значений τ_n , что смещает кривую D_{SA} в область более низких температур. Интервал $T_{\text{sol}} - T_{\text{solv}}$ расширяется со 130 до 180 °C, и условие $\Xi > \Xi_{\text{кр}}$ выполняется при сохранении $f_{\gamma'}^{\text{eq}} = 35\text{--}40$ % (табл. 1).

Применяя сплав ВЖС1, можно разрешить противоречие между жаропрочностью и технологичностью на уровне класса направляющих лопаток. Ниже по шкале жаропрочности находится область сплавов с $f_{\gamma'} = 50\text{--}65$ % – это сплавы CM247LC, MAR M247, CMSX-4 и Rene N5, а из отечественных – сплавы ВЖЛ12У и ЖС6У с равноосной кристаллизацией и сплав ЖС32 с направленной и монокристаллической кристаллизацией, обеспечивающих максимальный уровень жаропрочности. Все они расположены глубоко ниже критической поверхности, и бездефектный синтез поликристаллического никелевого сплава с $f_{\gamma'} > 60$ % методом СЛС при подогреве подложки < 250 °C до данной работы не демонстрировался [10, 11, 35].

Для сплава ВЖС1 существовал базовый сплав вблизи критической поверхности, и задача сводилась к перемещению точки через пороговое значение. Для сплава ВЖС3 базовый сплав отсутствует: промышленные составы с $f_{\gamma'} > 50$ % находятся ниже значений для критерия $\Xi_{\text{кр}}$ на полтора-два порядка, поэтому никакая модификация сплава это не компенсирует. Состав приходится конструировать от заданных целевых свойств через критерий Ξ к системе легирования, прямого прототипа не имеющей.

Переход от значений $f_{\gamma'} \approx 35\text{--}40$ % до значения $f_{\gamma'} \approx 60$ % – не количественная экстраполяция, а качественно иной режим. Суммарное содержание элементов [Al + Ti + Ta + Nb] превышает 7 % (по массе), T_{solv} поднимается до температур 1220–1290 °C, «окно» $T_{\text{sol}} - T_{\text{solv}}$ сужается до 10–65 °C и параметр D_{SA} быстро растет. Широкие интервалы кристаллизации $\Delta T_{\text{solv}} \approx 100\text{--}130$ °C, свойственные высоколегированным составам, усиливают параметр D_{liq} . Наложение обоих механизмов увеличивает ρ_{cr} до 5 мм⁻¹, т. е. до границы конструкционной пригодности. Добавляется и риск образования ТПУ-фаз (σ , μ , Лавеса) при высоком суммарном содержании тугоплавких элементов, так что область составов, где одновременно выполняются неравенства: $\Xi > \Xi_{\text{кр}}$, $\bar{N}_v < \bar{N}_{v_{\text{кр}}}$, $f_{\gamma'}^{\text{eq}} \geq 55$ % и $\Delta T_{\text{solv}} \leq 80$ °C, снижается экспоненциально.

Стратегия легирования сплава ВЖС3 развивается по трем направлениям, которых у сплава ВЖС1 не было. Первое направление – увеличение содержания тантала и добавление рения для кинетического контроля выделения γ' -фазы. При температуре 900 °C параметры $D_{\text{Ta}} \approx 3,2 \cdot 10^{-15}$ м²/с и $D_{\text{Re}} \approx 1,8 \cdot 10^{-15}$ м²/с, т. е. в 13–23 раза ниже параметра $D_{\text{Ti}} \approx 4,2 \cdot 10^{-14}$ м²/с [28, 36]. Тантал, замещая значительную часть титана в виде

основного γ' -формирующего элемента, повышает значение τ_n и при этом не снижает параметр $f_{\gamma'}^{\text{eq}}$, поскольку также входит в подрешетку упорядоченной фазы L1₂ и стабилизирует γ' -фазу. Рений переходит преимущественно в γ -матрицу, тормозит объемную диффузию всех элементов, дает твердорастворное упрочнение и повышает энергию активации ползучести. Совместно Ta и Re повышают значение τ_n в ~3,5 раза по сравнению с аналогичной характеристикой для сплава ВЖС1, что компенсирует сужение «окна» $T_{\text{sol}} - T_{\text{solv}}$ при росте параметра $f_{\gamma'}$. Второе направление – увеличение отношения Al/Ti до предельных значений: алюминий обеспечивает более высокую термодинамическую стабильность соединения Ni₃Al и более медленную кинетику упорядочения L1₂, чем титан, а снижение содержания титана дополнительно снижает температуру T_{solv} . Третье направление – целенаправленное проектирование карбидной подсистемы с формированием карбидов типа (Ta, Nb)C контролируемой стехиометрии при минимальном содержании углерода, что одновременно сужает диапазон ΔT_{sol} . Значение MC-карбидов при $f_{\gamma'} \approx 60\%$ возрастает: высокая доля γ' -фазы подавляет зернограничное скольжение в объеме зерна, но не на границах.

Обратная задача формализована как условная оптимизация в 12-мерном пространстве параметров состава

$\max \Xi(P_1, P_2, \dots, P_{12})$ при ограничениях:

$$f_{\gamma'}^{\text{eq}}(T_{\text{serv}}) \geq 55\%; T_{\text{solv}}^{\gamma'} \leq 1180\text{ }^\circ\text{C}; \Delta T_{\text{sol}} \leq 80\text{ }^\circ\text{C}; \bar{N}_v < 2,45;$$

$$|\delta| < 0,2\%; \tau_n(\text{при } 900\text{ }^\circ\text{C}) \geq 2,0\text{ с.}$$

Оптимизацию выполняли пошаговым расчетом методом CALPHAD с параллельным вычислением критерия Ξ на каждом этапе, систематически варьируя содержание Al, Ti, Ta, Nb, Re, Cr, Co, Mo и W при фиксированных ограничениях на C, B и Zr. Из порядка 10^4 вычисленных комбинаций отобраны удовлетворяющие всем ограничениям одновременно, среди которых выбран состав с максимальным критерием Ξ .

Полученный состав прямого прототипа среди промышленных и экспериментальных сплавов не имеет. Его отличает совокупность признаков: высокое отношение Al/Ti (>3,5 в атомных долях); повышенное содержание Ta при минимальном содержании Ti; присутствие Re; пониженное содержание Cr, допустимое при высоком содержании Al с точки зрения окислительной стойкости, и специально подобранный баланс Co и W, подавляющий ТПУ-фазы при максимальном твердорастворном упрочнении. По отдельности ни один признак не уникален, но их сочетание, найденное обратным решением задачи $\Xi > \Xi_{\text{кр}}$ при $f_{\gamma'} \approx 60\%$, ранее не встречалось. Расчетные параметры сплава ВЖС3 в сопоставлении со сплавами-аналогами приведены в табл. 4.

Таблица 4

Расчетные параметры сплава ВЖС3 в сравнении со сплавами-аналогами и ВЖС1

Параметр	Значения параметров для сплавов			
	ВЖС3	CM247LC	MAR M247	ВЖС1
$f_{\gamma'}^{\text{eq}}(850\text{ }^\circ\text{C}), \%$	~60	~60	~55	~37
$T_{\text{liq}}, \text{ }^\circ\text{C}$	~1370	1380	1370	1355
$T_{\text{sol}}, \text{ }^\circ\text{C}$	~1290	1270	1240	1275
$T_{\text{solv}}^{\gamma'}, \text{ }^\circ\text{C}$	~1170	1250	1230	1095
$T_{\text{sol}} - T_{\text{solv}}^{\gamma'}, \text{ }^\circ\text{C}$	~120	~20	~10	180
$\Delta T_{\text{sol}}, \text{ }^\circ\text{C}$	~80	~110	~130	80
$\tau_n(900\text{ }^\circ\text{C}), \text{ с}$	>3,0	~0,02	~0,01	0,85
$\bar{N}_v$	<2,45	2,54	2,52	2,37
Критерий Ξ	> $\Xi_{\text{кр}}$	<< $\Xi_{\text{кр}}$	<< $\Xi_{\text{кр}}$	> $\Xi_{\text{кр}}$

При практически одинаковой равновесной доле γ' -фазы «окно» $T_{\text{sol}} - T_{\text{solv}}$ у сплава ВЖСЗ составляет $\sim 120^\circ\text{C}$ – в 6 раз шире, чем у сплава СМ247LC, и на порядок шире, чем у сплава MAR M247. Время зарождения γ' -фазы превышает значения для промышленных аналогов более чем в 100 раз. Расширенное «окно» вместе с замедленной кинетикой и дают расчетное неравенство $\Xi > \Xi_{\text{кр}}$, т. е. прогноз бездефектного синтеза там, где он прежде считался недостижимым.

Синтез опытных образцов из сплава ВЖС1 прогноз модели подтвердил: макротрещины на металлографических шлифах отсутствуют. Микроструктура после синтеза – пересыщенный γ -твердый раствор с ячеисто-дендритной субструктурой и плотностью дислокаций $\sim (10^{14} - 10^{15}) \text{ м}^{-2}$. На электронограммах SAED из характерных областей присутствуют только фундаментальные отражения ГЦК γ -матрицы, сверхструктурных рефлексов упорядоченной фазы L_{12} не обнаружено, что служит прямым кристаллографическим доказательством отсутствия регулярной дисперсной γ' -фазы в синтезированном состоянии и подтверждает кинетический блок модели – время τ_n для сплава ВЖС1 достаточно велико, чтобы подавить выделение γ' -фазы за характерное для СЛС время пребывания при температуре $< T_{\text{solv}}$ [13]. Светлопольное ПЭМ-изображение, полученное с помощью просвечивающей электронной микроскопии, синтезированной структуры с электронограммами из характерных областей приведено на рис. 3.

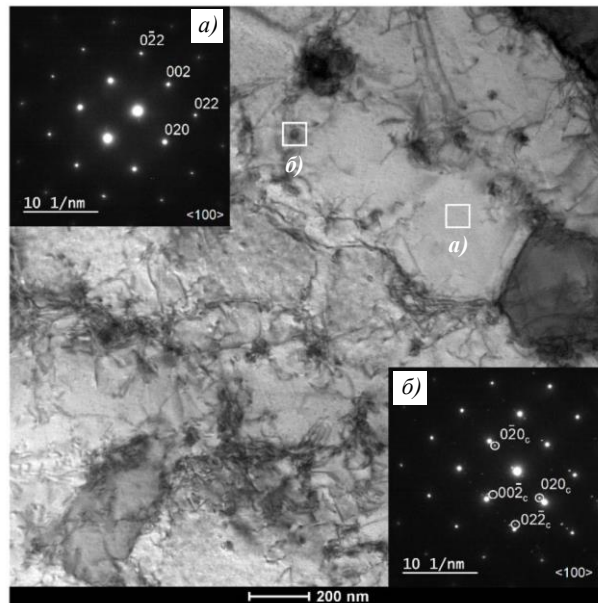


Рис. 3. Светлопольное ПЭМ-изображение микроструктуры сплава ВЖС1 после синтеза с электронограммами (SAED) из областей *a* и *б*, ось зоны $\langle 100 \rangle$

После полной термической обработки формируется целевая γ/γ' -структура с $f_{\gamma'} = 35\text{--}40\%$ и бимодальным распределением выделений, так что достигнутая трещиностойкость не сопровождается потерей жаропрочности.

Для сплава ВЖСЗ результат оказался похожим. На шлифах синтезированных образцов не выявлено макротрещин ни кристаллизационных, ни деформационного старения, ни зернограницных, что для поликристаллического никелевого сплава с $f_{\gamma'} \approx 60\%$, полученного СЛС с подогревом подложки до 200°C , ранее не достигалось. После полного цикла обработки, включающего горячее изостатическое прессование и двухступенчатое старение, формируется бимодальная γ/γ' -структура с регулярной сеткой дисперсной γ' -фазы кубоидной морфологии размером $0,4\text{--}0,8 \text{ мкм}$ и карбидами МС-типа по границам зерен. Металлографические и СЭМ-изображения структуры приведены на рис. 4.

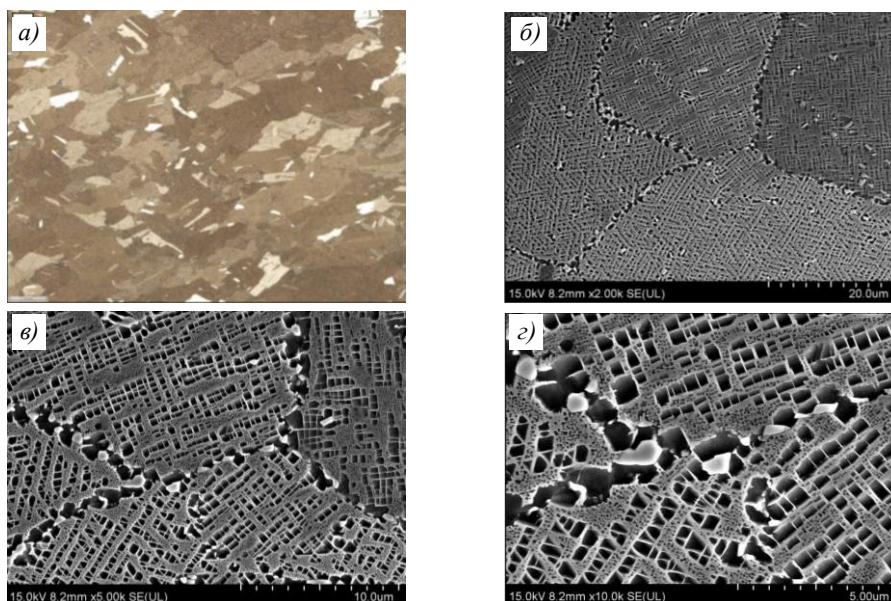


Рис. 4. Микроструктура сплава ВЖСЗ после горячего изостатического прессования и двух-ступенчатого старения: *а* – оптическая металлография, $\times 100$; *б* – СЭМ, $\times 2000$, *в* – СЭМ, $\times 5000$; *г* – СЭМ, $\times 10000$

При испытании на длительную прочность для сплава ВЖСЗ получили предел прочности $\sigma = 130$ МПа при температуре 1000°C с ресурсом >100 ч в направлении построения XZ, что отвечает уровню прочности для литых равноосных сплавов типа ВЖЛ12У и ЖС6У [37] и целевому уровню жаропрочности. Монокристаллические сплавы направленной кристаллизации типа ЖС32 при этой температуре обеспечивают более высокий уровень длительной прочности. Бездефектный синтез при $f_{\gamma'} \approx 60\%$ в сочетании с длительной прочностью на уровне литых промышленных сплавов подтверждает, что методология обратного проектирования на основе критерия Ξ масштабируется на весь диапазон объемных долей γ' -фазы, представляющий практический интерес.

Заключения

Разработан обобщенный критерий трещиностойкости Ξ для жаропрочных никелевых сплавов, получаемых методом СЛС, объединяющий в едином безразмерном функционале три механизма растрескивания с учетом кинетики выделения γ' -фазы. Критерий определен как отношение функционала пластической релаксации к функционалу накопления дефектов при интегрировании по времени термического цикла и объему зоны термического влияния, а граничным условием бездефектного синтеза служит неравенство $\Xi > \Xi_{\text{кр}}$ при $\Xi_{\text{кр}} = 1$.

На валидационной выборке жаропрочных никелевых сплавов с объемной долей γ' -фазы от 0 до 65 % критерий Ξ описывает 94 % дисперсии экспериментальной плотности трещин ($R_{\text{adj}}^2 = 0,88$ при шести подгоняемых параметрах) против 41–74 % для известных критериев. Шесть показателей степени модели определены по той же выборке, что дает скорректированный коэффициент детерминации $R_{\text{adj}}^2 = 0,88$. В отличие от моделей машинного обучения каждый показатель степени отвечает конкретному физическому процессу и допускает независимую интерпретацию.

Глобальный анализ чувствительности методом Соболя показал, что 47 % дисперсии критерия Ξ приходится на температуру сольвуса γ' -фазы ($SI = 0,26$) и характерное время ее зарождения ($SI = 0,21$). Это распределение задает приоритеты направленной модификации системы легирования и объясняет ограниченную предиктивную способность критериев, не учитывающих кинетику выделения упрочняющей фазы.

С использованием критерия Ξ решена прямая задача – направленной модификацией системы легирования сплава IN939 разработан экономнолегированный сплав ВЖС1 с рабочей температурой до 900 °С, у которого снижение температуры $T_{\text{sol}} - T_{\text{sol}}^{\text{с}}$ с 1135 до 1095 °С и расширение интервала $T_{\text{sol}} - T_{\text{sol}}^{\text{с}}$ со 130 до 180 °С обеспечивают выполнение условия $\Xi > \Xi_{\text{кр}}$ при сохранении объемной доли γ' -фазы 35–40 %.

С использованием критерия Ξ решена обратная задача – спроектирован высоколегированный сплав ВЖС3 с объемной долей γ' -фазы ~60 % и рабочей температурой до 1000 °С, прямых аналогов не имеющий. Привлечение тантала и рения для кинетического контроля выделения γ' -фазы повышает τ_n более чем в 100 раз относительно промышленных аналогов при интервале температур $T_{\text{sol}} - T_{\text{sol}}^{\text{с}}$ около 120 °С.

Прогноз модели подтвержден экспериментально: синтез сплавов ВЖС1 и ВЖС3 методом СЛС с подогревом подложки до 200 °С не сопровождается образованием макротрещин, а отсутствие γ' -фазы в синтезированном состоянии сплава ВЖС1, установленное методом SAED, верифицирует кинетический блок критерия.

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 // Электрометаллургия. 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. Сухов Д.И., Неруш С.В., Беляков С.В., Мазалов П.Б. Исследование параметров шероховатости поверхностного слоя и точности изготовления изделий аддитивного производства // Известия высших учебных заведений. Сер.: Машиностроение. 2017. № 9 (690). С. 73–84. DOI 10.18698/0536-1044-2017-9-73-84.
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. 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). С. 62–72. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 04.07.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-62-72.
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. Петрушин Н.В., Евгенов А.Г., Заводов А.В., Тренингов И.А. Структура и прочность жаропрочного никелевого сплава ЖС32-ВИ, полученного методом селективного лазерного сплавления на монокристаллической подложке // Материаловедение. 2017. № 11. С. 19–26.

11. 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.
12. 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.
13. 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.
14. Ghoussoub J.N., Tang Y.T., Panwisawas C., Németh A.A.N., Reed R.C. On the Influence of Alloy Chemistry and Processing Conditions on Additive Manufacturability of Ni-based Superalloys // *Superalloys 2020* / eds S. Tin et al. Cham: Springer, 2020. P. 153–162. DOI 10.1007/978-3-030-51834-9_15.
15. Pollock T.M., Clarke A.J., Babu S.S. Design and Tailoring of Alloys for Additive Manufacturing // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2020. Vol. 51. No. 12. P. 6000–6019. DOI 10.1007/s11661-020-06009-3.
16. Messé O.M.D.M., Muñoz-Moreno R., Illston T. et al. Metastable Carbides and Their Impact on Recrystallisation in IN738LC Processed by Selective Laser Melting // *Additive Manufacturing*. 2018. Vol. 22. P. 394–404. DOI 10.1016/j.addma.2018.05.030.
17. ASM Specialty Handbook: Nickel, Cobalt, and Their Alloys / ed. J.R. Davis. Materials Park, OH: ASM International, 2000. 442 p. ISBN 0-87170-685-7.
18. Prager M., Shira C.S. Welding of Precipitation-Hardening Nickel-Base Alloys // *Welding Research Council Bulletin*. New York: Welding Research Council, 1968. No. 128. P. 55.
19. Haußmann L., Burbaum B., Stöhr B. et al. Crack-Free Welding of a Co-Base Superalloy with High γ' Precipitate Fraction // *Advanced Engineering Materials*. 2022. Vol. 24. Art. 2200609. DOI: 10.1002/adem.202200609.
20. Rappaz M., Drezet J.-M., Gremaud M. A New Hot-Tearing Criterion // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 1999. Vol. 30. No. 2. P. 449–455. DOI 10.1007/s11661-999-0334-z.
21. Kou S. A Criterion for Cracking during Solidification // *Acta Materialia*. 2015. Vol. 88. P. 366–374. DOI 10.1016/j.actamat.2015.01.034.
22. Tang Y.T., Panwisawas C., Ghoussoub J.N. et al. Alloys-by-design: Application to New Superalloys for Additive Manufacturing // *Acta Materialia*. 2021. Vol. 202. P. 417–436. DOI: 10.1016/j.actamat.2020.09.023.
23. Crudden D.J., Mottura A., Warnken N. et al. Modelling of the Influence of Alloy Composition on Flow Stress in High-Strength Nickel-Based Superalloys // *Acta Materialia*. 2014. Vol. 75. P. 356–370. DOI 10.1016/j.actamat.2014.04.075.
24. Conduit B.D., Jones N.G., Stone H.J., Conduit G.J. Design of a Nickel-Base Superalloy Using a Neural Network // *Materials & Design*. 2017. Vol. 131. P. 358–365. DOI: 10.1016/j.matdes.2017.06.007.
25. Conduit B.D., Illston T., Baker S., Vadegadde Duggappa D. et al. Probabilistic Neural Network Identification of an Alloy for Direct Laser Deposition // *Materials & Design*. 2019. Vol. 168. Art. 107644. DOI 10.1016/j.matdes.2019.107644.
26. Gao Z., Hu W., Liu Y. et al. Intelligent Design of Crack-Resistant Nickel-Based Superalloys for Additive Manufacturing by Machine Learning and Multilayer Filtering Strategy // *Materials Today Communications*. 2025. Art. 112360. DOI 10.1016/j.mtcomm.2025.112360.
27. Вершков А.В., Оспенникова О.Г., Неруш С.В. Разработка концепции интегрированной информационной системы по свойствам авиационных материалов с возможностью расчета характеристик разрабатываемых новых материалов // *Труды ВИАМ*. 2015. № 5. С. 3–6. URL: <http://viam-works.ru> (дата обращения: 04.07.2026). DOI 10.18577/2307-6046-2015-0-5-1-1.
28. Karunaratne M.S.A., Carter P., Reed R.C. On the Diffusion of Aluminium and Titanium in the Ni-Rich Ni-Al-Ti System Between 900 and 1200 °C // *Acta Materialia*. 2001. Vol. 49. No. 5. P. 861–875. DOI: 10.1016/S1359-6454(00)00390-6.

29. 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: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-3-11.
30. Karunaratne M.S.A., Reed R.C. Interdiffusion of Niobium and Molybdenum in Nickel Between 900–1300 °C // *Defect and Diffusion Forum*. 2005. Vol. 237–240. P. 420–425. DOI: 10.4028/www.scientific.net/DDF.237-240.420.
31. Engeli R., Etter T., Geiger F. et al. Effect of Si on the SLM Processability of IN738LC // *Proceedings of the 26th Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium (SFF 2015)*, Austin, TX. Austin: University of Texas at Austin, 2015. P. 823–831.
32. Cloots M., Uggowitzer P.J., Wegener K. Investigations on the Microstructure and Crack Formation of IN738LC Samples Processed by Selective Laser Melting Using Gaussian and Doughnut Profiles // *Materials & Design*. 2016. Vol. 89. P. 770–784. DOI: 10.1016/j.matdes.2015.10.027.
33. Lee Y.S., Kirka M.M., Kim S. et al. Asymmetric Cracking in Mar-M247 Alloy Builds During Electron Beam Powder Bed Fusion Additive Manufacturing // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2018. Vol. 49. No. 10. P. 5065–5079. DOI: 10.1007/s11661-018-4788-8.
34. Siefert J.A., Shingledecker J.P., DuPont J.N., David S.A. Weldability and Weld Performance of Candidate Nickel Based Superalloys for Advanced Ultrasupercritical Fossil Power Plants. Part II: Weldability and Cross-Weld Creep Performance // *Science and Technology of Welding and Joining*. 2016. Vol. 21. No. 5. P. 397–427. DOI: 10.1080/13621718.2016.1143708.
35. Ramsperger M., Roncery L.M., Lopez-Galilea I. et al. Solution Heat Treatment of the Single Crystal Nickel-Base Superalloy CMSX-4 Fabricated by Selective Electron Beam Melting // *Advanced Engineering Materials*. 2015. Vol. 17. No. 10. P. 1486–1493. DOI: 10.1002/adem.201500037.
36. Karunaratne M.S.A., Carter P., Reed R.C. Interdiffusion in the Face-Centred Cubic Phase of the Ni-Re, Ni-Ta and Ni-W Systems Between 900 and 1300 °C // *Materials Science and Engineering: A*. 2000. Vol. 281. No. 1–2. P. 229–233. DOI: 10.1016/S0921-5093(99)00705-4.
37. Логунов А.В. Жаропрочные никелевые сплавы для лопаток и дисков газовых турбин. М.: Московские учебники, 2018. 592 с.

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. Sukhov D.I., Nerush S.V., Belyakov S.V., Mazalov P.B. Study of surface layer roughness parameters and manufacturing accuracy of additive manufactured products. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedeniy. Ser.: Mashinostroyeniye*, 2017, no. 9 (690), pp. 73–84. DOI 10.18698/0536-1044-2017-9-73-84.
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. 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.
9. Min P.G., Vadeev V.E., Sukhov D.I., Raevskikh A.N. Structure and mechanical properties of a 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. Petrushin N.V., Evgenov A.G., Zavodov A.V., Treninkov I.A. Structure and strength of heat-resistant nickel alloy ZhS32-VI obtained by selective laser melting on a single-crystal substrate. *Materialovedenie*, 2017, no. 11, pp. 19–26.
11. 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.
12. 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.
13. 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.
14. Ghoussoub J.N., Tang Y.T., Panwisawas C., Németh A.A.N., Reed R.C. On the Influence of Alloy Chemistry and Processing Conditions on Additive Manufacturability of Ni-based Superalloys. *Superalloys 2020*. Eds S. Tin et al. Cham: Springer, 2020, pp. 153–162. DOI 10.1007/978-3-030-51834-9_15.
15. Pollock T.M., Clarke A.J., Babu S.S. Design and Tailoring of Alloys for Additive Manufacturing. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2020, vol. 51, no. 12, pp. 6000–6019. DOI 10.1007/s11661-020-06009-3.
16. Messé O.M.D.M., Muñoz-Moreno R., Illston T. et al. Metastable Carbides and Their Impact on Recrystallisation in IN738LC Processed by Selective Laser Melting. *Additive Manufacturing*, 2018, vol. 22, pp. 394–404. DOI 10.1016/j.addma.2018.05.030.
17. *ASM Specialty Handbook: Nickel, Cobalt, and Their Alloys* / ed. J.R. Davis. Materials Park, OH: ASM International, 2000, 442 p. ISBN 0-87170-685-7.
18. Prager M., Shira C.S. Welding of Precipitation-Hardening Nickel-Base Alloys. *Welding Research Council Bulletin*. New York: Welding Research Council, 1968, no. 128, p. 55.
19. Haußmann L., Burbaum B., Stöhr B. et al. Crack-Free Welding of a Co-Base Superalloy with High γ' Precipitate Fraction. *Advanced Engineering Materials*, 2022, vol. 24, art. 2200609. DOI: 10.1002/adem.202200609.
20. Rappaz M., Drezet J.-M., Gremaud M. A New Hot-Tearing Criterion. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1999, vol. 30, no. 2, pp. 449–455. DOI 10.1007/s11661-999-0334-z.
21. Kou S. A Criterion for Cracking during Solidification. *Acta Materialia*, 2015, vol. 88, pp. 366–374. DOI 10.1016/j.actamat.2015.01.034.
22. Tang Y.T., Panwisawas C., Ghoussoub J.N. et al. Alloys-by-design: Application to New Superalloys for Additive Manufacturing. *Acta Materialia*, 2021, vol. 202, pp. 417–436. DOI: 10.1016/j.actamat.2020.09.023.
23. Crudden D.J., Mottura A., Warnken N. et al. Modelling of the Influence of Alloy Composition on Flow Stress in High-Strength Nickel-Based Superalloys. *Acta Materialia*, 2014, vol. 75, pp. 356–370. DOI 10.1016/j.actamat.2014.04.075.
24. Conduit B.D., Jones N.G., Stone H.J., Conduit G.J. Design of a Nickel-Base Superalloy Using a Neural Network. *Materials & Design*, 2017, vol. 131, pp. 358–365. DOI: 10.1016/j.matdes.2017.06.007.
25. Conduit B.D., Illston T., Baker S., Vadegadde Duggappa D. et al. Probabilistic Neural Network Identification of an Alloy for Direct Laser Deposition. *Materials & Design*, 2019, vol. 168, art. 107644. DOI 10.1016/j.matdes.2019.107644.

26. Gao Z., Hu W., Liu Y. et al. Intelligent Design of Crack-Resistant Nickel-Based Superalloys for Additive Manufacturing by Machine Learning and Multilayer Filtering Strategy. *Materials Today Communications*, 2025, art. 112360. DOI 10.1016/j.mtcomm.2025.112360.
27. Vershkov A.V., Ospennikova O.G., Nerush S.V. Developing the concept of the integrated information system on the properties of aircraft materials with the ability to calculating the characteristics of new materials being developed. *Trudy VIAM*, 2015, no. 5, pp. 3–6. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 04, 2026). DOI 10.18577/2307-6046-2015-0-5-1-1.
28. Karunaratne M.S.A., Carter P., Reed R.C. On the Diffusion of Aluminium and Titanium in the Ni-Rich Ni-Al-Ti System Between 900 and 1200 °C. *Acta Materialia*, 2001, vol. 49, no. 5, pp. 861–875. DOI: 10.1016/S1359-6454(00)00390-6.
29. 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: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-3-11.
30. Karunaratne M.S.A., Reed R.C. Interdiffusion of Niobium and Molybdenum in Nickel Between 900–1300 °C. *Defect and Diffusion Forum*, 2005, vol. 237–240, pp. 420–425. DOI: 10.4028/www.scientific.net/DDF.237-240.420.
31. Engeli R., Etter T., Geiger F. et al. Effect of Si on the SLM Processability of IN738LC. *Proceedings of the 26th Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium (SFF 2015)*, Austin, TX. Austin: University of Texas at Austin, 2015, pp. 823–831.
32. Cloots M., Uggowitzer P.J., Wegener K. Investigations on the Microstructure and Crack Formation of IN738LC Samples Processed by Selective Laser Melting Using Gaussian and Doughnut Profiles. *Materials & Design*, 2016, vol. 89, pp. 770–784. DOI: 10.1016/j.matdes.2015.10.027.
33. Lee Y.S., Kirka M.M., Kim S. et al. Asymmetric Cracking in Mar-M247 Alloy Builds During Electron Beam Powder Bed Fusion Additive Manufacturing. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2018, vol. 49, no. 10, pp. 5065–5079. DOI: 10.1007/s11661-018-4788-8.
34. Siefert J.A., Shingledecker J.P., DuPont J.N., David S.A. Weldability and Weld Performance of Candidate Nickel Based Superalloys for Advanced Ultrasupercritical Fossil Power Plants. Part II: Weldability and Cross-Weld Creep Performance. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2016, vol. 21, no. 5, pp. 397–427. DOI: 10.1080/13621718.2016.1143708.
35. Ramsperger M., Roncery L.M., Lopez-Galilea I. et al. Solution Heat Treatment of the Single Crystal Nickel-Base Superalloy CMSX-4 Fabricated by Selective Electron Beam Melting. *Advanced Engineering Materials*, 2015, vol. 17, no. 10, pp. 1486–1493. DOI: 10.1002/adem.201500037.
36. Karunaratne M.S.A., Carter P., Reed R.C. Interdiffusion in the Face-Centred Cubic Phase of the Ni-Re, Ni-Ta and Ni-W Systems Between 900 and 1300 °C. *Materials Science and Engineering: A*, 2000, vol. 281, no. 1–2, pp. 229–233. DOI: 10.1016/S0921-5093(99)00705-4.
37. Logunov A.V. *Heat-resistant nickel alloys for gas turbine blades and disks*. Moscow: Moscow Textbooks, 2018, 592 p.

Информация об авторах

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

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

Information about the authors

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

Svatoslav V. Nerush, Head of Scientific-Research Bureau, 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.