
Научная статья

УДК 621.74.04

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-2-49-57

ПУТИ РЕШЕНИЯ МИНИМИЗАЦИИ ПОРИСТОСТИ ПРИ ЛИТЬЕ КРУПНОГАБАРИТНЫХ ЛОПАТОК ГАЗОТУРБИННЫХ УСТАНОВОК

Часть 1

Е.И. Яковлев¹

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

Аннотация. В литых лопатках с равноосной структурой одним из дефектов является усадочная пористость, представляющая собой концентратор напряжений и снижающая уровень свойств и надежность материала. Данный дефект особенно проявляется в крупногабаритных лопатках газотурбинных установок и газотурбинных двигателей, при затвердевании которых не удается осуществить достаточно полную компенсацию усадки обычными технологическими приемами. В первой части данной статьи рассмотрены основные положения существующих представлений о питании отливок.

Ключевые слова: крупногабаритные литые лопатки турбин, равноосная структура, пористость, питание отливки, режимы литья, газотурбинные установки

Для цитирования: Яковлев Е.И. Пути решения минимизации пористости при литье крупногабаритных лопаток газотурбинных установок. Часть 1 // Труды ВИАМ. 2026. № 2 (156). С. 49–57. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-2-49-57.

Scientific article

APPROACHES TO MINIMIZING POROSITY IN THE CASTING OF LARGE-SIZED GAS TURBINE BLADES

Part 1

Е.И. Yakovlev¹

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

Abstract. In cast blades with an equiaxed structure, one of the key defects is shrinkage porosity, which acts as a stress concentrator and reduces both the material properties and the reliability of the blades. This defect is particularly pronounced in large-sized gas-turbine units and engines (GTU and GTE) blades, where conventional processing techniques fail to provide sufficient compensation for shrinkage during solidification. The first part of this article reviews the fundamental principles of existing theories on casting feeding.

Keywords: large-sized cast turbine blades, equiaxed structure, porosity, casting feed, casting modes, gas turbine installation

For citation: Yakovlev E.I. Approaches to minimizing porosity in the casting of large-sized gas turbine blades. Part 1. *Trudy VIAM*, 2026, no. 2 (156), pp. 49–57. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-2-49-57.

Введение

Конструкция и свойства материалов рабочих и сопловых лопаток определяют эксплуатационные характеристики стационарных газотурбинных установок (ГТУ) и авиационных газотурбинных двигателей (ГТД). Турбинные лопатки подвергаются большому статическим и динамическим нагрузкам при высоких температурах и активном коррозионном воздействии среды.

На первых этапах в низкотемпературных ГТУ и ГТД применяли штампованные неохлаждаемые лопатки из деформируемых жаропрочных сплавов на никелевой основе типа ЭИ893 и ЭИ929, предельная эксплуатационная температура которых составляет 1000–1100 К.

При создании современных и перспективных ГТУ и ГТД требуется резкое повышение температуры газа на входе в турбину до 1500–1700 К, а в перспективе – до 2100 К. Так, если температура газа ГТД с тягой 3,5 т возрастает с 1473 до 1623 К, то его удельная тяга увеличится на 15 %, а удельный расход топлива снизится на 8 %. Повышение температуры цикла турбины ГТУ на 60 К обеспечивает увеличение коэффициента полезного действия на 1–2 % [1], что соответствует экономии топлива при эксплуатации одной ГТУ $(2-4) \cdot 10^6 \text{ м}^3/\text{год}$.

Ограниченность возможности повышения жаропрочности деформируемых никелевых сплавов, недостижимость изготовления штампованных лопаток со сложными охлаждаемыми внутренними полостями, а также важность обеспечения припуска на механическую обработку профиля и замка (большая трудоемкость механической обработки и потери дефицитных материалов) привели к необходимости использования другого подхода к созданию лопаток турбин.

В этой связи в настоящее время основным технологическим процессом изготовления рабочих и сопловых лопаток современных ГТУ и ГТД является точное литье по выплавляемым моделям с применением керамических стержней для оформления внутренних охлаждаемых полостей. Конструкции литых лопаток с такими эффективными схемами охлаждения, как петлевая, вихревая, циклонно-вихревая и др., обеспечивают глубину охлаждения до 0,60–0,65, что позволяет повысить температуру газа на входе в турбину на ~400 К по сравнению с температурой металла лопаток.

Надежность ГТУ и ГТД во многом связана с повышением уровня свойств материала лопаток, достичь которого можно с учетом основ теории и с использованием соответствующих технологий литья.

Работами А.А. Бочвара, С.Т. Кишкина, Б.Б. Гуляева, А.И. Вейника, Г.Ф. Баландина, Э.Л. Каца, А.А. Неуструева, В.А. Журавлева, М. Флемингса, Б. Чалмерса и других ученых заложены основы теории формирования отливок, определена взаимосвязь тепловых условий литья со структурой и свойствами сплавов.

Материал отливок, полученных методом направленной кристаллизации (отливки с направленной, столбчатой и монокристаллической структурой), имеет наиболее высокие эксплуатационные характеристики. Однако стоимость жаропрочных никелевых сплавов, легированных рением, рутением и другими редкоземельными элементами, сложность и длительность изготовления на всех этапах технологической цепочки не позволяют использовать подобные отливки на всех ступенях ГТУ и ГТД [2–6].

Поэтому наиболее распространенный способ литья лопаток предусматривает получение отливок с равноосной структурой. В литых лопатках с равноосной структурой одним из основных дефектов является усадочная пористость, которая представляет собой концентратор напряжений, снижает уровень свойств материала и надежность лопаток. Данные дефекты особенно сильно проявляются в крупногабаритных лопатках ГТУ и ГТД, при затвердевании которых не удается осуществить достаточно полную компенсацию усадки обычными технологическими приемами.

Повышение плотности лопаток с помощью управления затвердеванием равноосной структуры является одним из путей увеличения характеристик эксплуатационных свойств и надежности турбинных лопаток. При высокотемпературных стендовых испытаниях и повышенных температурно-силовых нагрузках при эксплуатации разрушение лопаток вследствие ползучести и термоусталости происходит по границам зерен, расположенным поперек нейтральной оси лопаток.

Формы изготавливают из материалов на основе электрокорунда, а стержни – из электрокорунда или плавленного кварца. Перед заливкой формы равномерно нагревают до температур 900–1220 °С в печах подогрева форм и в отдельно стоящих прокалочных печах. Плавка проводится в вакууме 0,133 Па, перегрев расплава – при температурах 1550–1640 °С, температура заливки составляет 1450–1540 °С, используется намотка керамического войлока на различные части литейного блока. Часто при изготовлении первого слоя керамической формы применяется поверхностный модификатор – алюминат кобальта.

В процессе литья лопаток с равноосной структурой одними из наиболее распространенных дефектов являются несплошности, возникающие вследствие усадочных процессов при затвердевании.

Грубые усадочные дефекты (рыхлоты) образуются в отдельных участках отливки, которые, затвердевая в последнюю очередь, обеспечивают компенсацию усадки соседних зон отливки, но при этом сами не получают достаточного питания от прибыли или стояка. Эти дефекты четко выявляются при рентгенографическом контроле в виде скопления крупных раковин.

Проектирование литниково-питающих систем (методы приведенных толщин и вписанных сфер, комплексный метод и др.) успешно применяется при производстве широкой номенклатуры отливок по выплавляемым моделям, их использование способствует ликвидации рыхлоты и при литье лопаток.

Устранить мелкую усадочную пористость, рассеянную практически во всех участках отливок, значительно труднее. При производстве крупногабаритных охлаждаемых или пустотелых лопаток длиной >200 мм данный дефект существенно увеличивается. На начальном этапе освоения этих лопаток моторостроительные предприятия столкнулись с массовым браком. Использование прибылей увеличенного размера, повышение температуры формы и заливки, применение целесообразных литниковых систем позволили повысить качество отливок. Вместе с тем при литье крупногабаритных лопаток ГТД и ГТУ брак по усадочной пористости достигает 20–50 %. Такие методы, как центробежное литье, затвердевание под избыточным внешним давлением и при наложении ультразвуковых колебаний, затруднительно использовать при литье лопаток, изготавливаемых методом выплавляемых моделей с тонкостенными керамическими стержнями.

Усадочная пористость >0,20 %, расположенная внутри лопаток, определяется рентгенографическим методом, поверхностные усадочные поры размером >0,01 мм выявляются капиллярными методами контроля (люминесцентный контроль, цветная дефектоскопия и др.). Учитывая трудности устранения усадочной пористости при изготовлении лопаток, в технических условиях предусматривают допустимые размеры и количество пор в различных зонах лопаток, выявляемых радиографическим и капиллярными методами.

Согласно результатам исследований, усадочные поры, допустимые по техническим условиям, нередко становятся причиной разрушения лопаток при эксплуатации и стендовых испытаниях [7]. Влияние пор на работоспособность заключается не только в уменьшении «живого» сечения лопаток, а главным образом в создании концентрации

напряжений, которая может оказаться чрезмерной при высоких уровнях нагрузок. Повышение плотности крупногабаритных лопаток является необходимым мероприятием не только для снижения брака отливок, но и для повышения работоспособности литых лопаток ГТД и ГТУ.

Для разработки способов минимизации пористости в крупногабаритных отливках целесообразно рассмотреть основные положения существующих представлений о питании отливок, что будет сделано в первой части данной статьи.

Аналитическое исследование

Процесс образования усадочной пористости связан с тем, что плотность практически всех промышленных сплавов в твердом состоянии больше, чем в жидком. Необходимость компенсации усадки (питания) проявляется уже на первых этапах затвердевания в тот момент, когда в охлаждающемся расплаве появляются отдельные кристаллы. Компенсация усадки, в этом случае называемая «жидким» питанием, происходит под действием малых перепадов давления и приводит лишь к снижению уровня расплава в прибылях или питателях отливки.

С увеличением количества твердой фазы по мере затвердевания компенсация усадки в значительной степени определяется закономерностями течения двухфазной жидко-твердой массы [8]. Механизм движения малоконцентрированных суспензий, так называемых бингамовских и дилатантных жидкостей, показан в работах [9, 10].

Может быть реализован еще один механизм питания в случае затвердевания сплава с малым интервалом кристаллизации в условиях относительно высокой интенсивности теплообмена с формой: образовавшаяся на поверхности отливки твердая корка может сжать внутреннюю часть отливки, что частично компенсирует усадку внутренних объемов. Движущей силой сжатия являются разность давления снаружи и внутри отливки, а также давление усадочного сжатия поверхностных слоев отливки [8].

Прекращение питания двухфазной массой происходит при содержании твердой фазы $\sim(35-50)\%$, что соответствует переходу в твердоподобное состояние, характерное для поведения сплава в эффективном интервале кристаллизации. Практически во всех работах, посвященных анализу условий образования усадочной пористости в отливках, представлен теоретически обоснованный и экспериментально подтвержденный вывод о том, что с момента смыкания в центре стенки отливки двухфазной зоны и образования прочного каркаса кристаллов питающая жидкость перемещается путем фильтрации.

Усадочная пористость в отливке образуется в тот момент, когда расход питающей жидкости при фильтрации становится недостаточным для компенсации усадочных объемов. Эта идея, высказанная А.А. Бочваром, получила математическую формулировку в известном уравнении Б.Б. Гуляева применительно к расчету осевой пористости в отливке:

$$\frac{dq}{d\tau_{L=0}} = U_r = U_{yc}, \quad (1)$$

где $\frac{dq}{d\tau_{L=0}}$ – расход жидкости через элемент сечения в осевой части отливки в месте ее присоединения к источнику питания; U_r – расход, определяемый из гидравлических соображений, основанных на принципе неразрывности потока; U_{yc} – расход, определяемый условиями усадки, который должен иметь место при полной компенсации сокращения объема отливки в процессе ее затвердевания; L – текущая координата.

Скорость поступления металла из прибыля в стенку отливки по мере ее затвердевания все больше и больше отстает от скорости сокращения объема в результате усадки, и момент нарушения неразрывности потока определяет общую плотность отливки.

Уравнение неразрывности для фильтрации питающего металла в двухфазной области представляется в следующем виде [11]:

$$\frac{dV}{dl} - a \frac{dm}{dt} = 0, \quad (2)$$

где V – скорость фильтрации; l – направление фильтрации; a – коэффициент объемной усадки при затвердевании; m – относительное содержание жидкой фазы в двухфазной области; t – время.

Из уравнения (2) следует, что условие неразрывности соблюдается при определенном изменении скорости движения питающего металла для компенсации усадки данного объема металла до тех пор, пока возможный расход металла через сечение стенки в месте ее присоединения к источнику питания больше расхода, определяемого условиями усадки, отливка затвердевает без образования усадочной пористости. В противном случае неразрывность потока нарушается, направленное движение от источников питания сменяется частными местными перемещениями металла в отдельных объемах и отливка затвердевает с образованием осевой усадочной пористости. Образование пористости вследствие протекания усадочных процессов в условиях снижения давления фильтрационного потока, согласно модели В.А. Журавлева, происходит при разрыве жидкости.

Таким образом, формирование пористости зависит от тепловых процессов, определяющих изменение объема и распределения твердой фазы при затвердевании, и гидравлических процессов течения жидкости от питающих элементов к затвердевающим участкам отливки.

В ряде работ использованы допущения, которые позволяют при определенных условиях затвердевания упростить определение пористости в отливке. Так, затвердевание массивных отливок при относительно высокой интенсивности теплообмена с формой приводит к возникновению значительного температурного перепада по сечению отливок. В этих условиях градиенты температуры в поперечном направлении часто оказываются больше, чем в продольном направлении к прибыли, и наиболее эффективное питание осуществляется от оси к поверхности отливки.

На основании предположений [12], что область усадочной пористости образуется в отливке в момент достижения центром отливки температуры ликвидус, получена следующая формула для определения ширины дефектной зоны (при условии, что температурная кривая в отливке описывается уравнением параболы n -го порядка):

$$\frac{\psi}{X} = \sqrt{\frac{T_L - T_S}{T_L - T_{cp}} \left(1 + \frac{n}{Bi_{cp}} \right)}, \quad (3)$$

где ψ – ширина пористой зоны; X – толщина отливки; n – показатель степени параболы; Bi_{cp} – среднее значение критерия Био, характеризующего относительную интенсивность теплоотвода от отливки; T_L – температура ликвидус сплава; T_S – температура солидус сплава; T_{cp} – температура среды, окружающей форму, либо температура формы перед заливкой.

В работе [13] также принимается, что усадочная пористость образуется в момент, когда температура центра отливки снизится до определенной точки – чуть ниже температуры ликвидус.

При этом распределение температуры в кристаллизующейся отливке описывается уравнением кривой

$$|\vartheta|_{\tau=\tau_1} = \vartheta_n \cos\left(\mu \frac{x}{X}\right), \quad (4)$$

где $\vartheta_{\tau=\tau_1}$ – температура в момент τ_1 , когда термический центр отливки охлаждается до некоторой температуры, лежащей внутри интервала кристаллизации; ϑ_n – температура ликвидус (избыточная по отношению к температуре формы); x – половина толщины отливки; μ – функция интенсивности охлаждения, которая находится из уравнения:

$$Bi_{cp} = mx \operatorname{tg}(mx_T) = \mu \operatorname{tg} \mu, \quad (5)$$

где x_T – текущая координата.

На основании рассмотренного ранее выражение для определения относительной величины пористости имеет вид

$$\frac{\psi}{X} = \frac{P_o \arccos\left(\mu \frac{x}{X}\right)}{\mu}, \quad (6)$$

где P_o – коэффициент, учитывающий наличие очень тонких пор и некоторое передвижение жидкости после достижения T_L в центре отливки ($P_o \leq 1,0$).

Приведенные модели образования пористости не учитывают питание отливки от прибыли, которое в большинстве технологических процессов литья имеет основное значение для компенсации усадки.

Впервые решение задачи по определению пористости отливки с учетом питания от прибыли получено Б.Б. Гуляевым. На основе закона квадратного корня он вывел уравнение для расчета скорости осадочного перемещения V_y в плоской отливке высотой H и толщиной $2R$ при достижении жидкой частью отливки размера $2r$:

$$V_y = \frac{aHK^2}{2(R-r)r}, \quad (7)$$

где K – коэффициент проницаемости пористой среды сетки кристаллов.

Среднюю гидравлическую скорость движения жидкости вдоль незатвердевшего осевого участка отливки V_r вычисляют исходя из закономерностей ламинарного течения и равенства действующего вдоль оси отливки усилия от давления P и силы трения на границах жидкой фазы:

$$V_r = \frac{Pr^2}{3\eta H}, \quad (8)$$

где η – динамическая вязкость.

Если приравнять уравнения (7) и (8), в соответствии с уравнением (1), получается уравнение для расчета осевой пористости с учетом питания от прибыли:

$$r_n = \sqrt{\frac{3a\eta K^2 H^2}{2PR}}. \quad (9)$$

Приблизительно такой же подход к расчету пористости изложен в работах Кэмпбелла.

Анализ, проведенный по указанной методике, позволяет оценить влияние геометрических параметров отливки, давления при затвердевании, константы затвердевания, коэффициентов кристаллизационной усадки и вязкости жидкости на пористость отливок.

Вместе с тем необходимо отметить, что затвердевание большинства отливок происходит при относительно малой интенсивности теплообмена с формой; поперечный перепад температур в отливке невелик, поэтому не происходит существенного осевого движения жидкости при малом гидравлическом сопротивлении трения о стенки формы. В этих условиях фильтрация питающей жидкости от прибыли осуществляется через двухфазную зону, пронизывающую все сечение отливки.

Скорость фильтрации зависит от перепада давлений ΔP , представляющего собой сумму слагаемых [11]:

$$\Delta P = P_a + P_T + P_k + P_{вн}, \quad (10)$$

где P_a – внешнее давление (атмосферное, газовое, поршневое, давление металлостатического столба и т. д.); P_k – капиллярное давление, вызываемое действием сил поверхностного натяжения и смачивания; P_T – давление, обусловленное конвективным и термодинамическим эффектом массопереноса; $P_{вн}$ – внутреннее давление газа в образующихся полостях в результате усадки и газовыделения.

Согласно результатам анализа работы [14], величина P_T мала. При затвердевании газонасыщенных сплавов с малой растворимостью в твердом состоянии внутреннее давление газов может оказать существенное влияние на фильтрацию [14, 15]. Однако при двойном вакуумном переплаве в процессе литья лопаток из жаропрочных никелевых сплавов вклад этой составляющей также должен быть невелик.

Заключения

В большинстве работ, посвященных питанию отливки, предполагается, что основное влияние на фильтрацию оказывает внешнее давление. Вместе с тем в работах [8, 14–17] высказано мнение, что на последних этапах затвердевания влияние капиллярного давления может быть велико.

Анализ данного подхода и результаты опробования современных методик по минимизации пористости при изготовлении крупногабаритных лопаток ГТУ на ведущих моторостроительных предприятиях отрасли будут представлены во второй части статьи.

Список источников

1. Кириллов И.И. Газовые турбины и газотурбинные установки: в 2 т. М.: Машгиз, 1956. Т. 2. 318 с.
2. Мин П.Г., Вадеев В.Е. Разработка и внедрение в серийное производство нового жаропрочного никелевого сплава ВЖЛ125 для лопаток перспективных авиационных двигателей // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 1 (70). С. 3–16. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 03.06.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-3-16.
3. Колядов Е.В., Висик Е.М., Герасимов В.В., Битюцкая О.Н. Особенности морфологии структуры жаропрочного никелевого сплава в зависимости от величин осевого и радиального градиентов температуры на фронте кристаллизации // *Авиационные материалы и технологии*. 2024. № 2 (75). С. 15–24. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 03.06.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-2-15-24.
4. Висик Е.М., Битюцкая О.Н., Герасимов В.В., Пилипенко А.А., Моисеев А.С. Особенности получения крупногабаритных отливок турбинных лопаток методом направленной кристаллизации из коррозионностойких никелевых сплавов // *Авиационные материалы и технологии*. 2025. № 2 (79). С. 3–12. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 03.06.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-2-3-12.

5. Светлов И.Л., Петрушин Н.В., Епишин А.И., Карашаев М.М., Елютин Е.С. Монокристаллы жаропрочных никелевых сплавов, легированных рением и рутением (обзор). Часть 1 // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 1 (70). С. 30–50. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 03.06.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-30-50.
6. Каблов Е.Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей: сплавы, технологии, покрытия. 2-е изд. М.: Наука, 2006. 632 с.
7. Гордеева Т.А., Жегина И.П. Анализ изломов при оценке надежности материалов. М.: Металлургия, 1978. 198 с.
8. Cambell J. Feeding mechanism in castings // *Cast Metals Research Journal*. 1969. No. 5. P. 1–8.
9. Уилкинсон У.Л. Неньютоновские жидкости. М.: Мир, 1964. 142 с.
10. Ребиндер П.А. Физико-химическая механика дисперсных структур. М.: Наука, 1966. 370 с.
11. Бондарев В.А. Исследование процесса формирования усадочной пористости // *Теплофизика в литейном производстве*. Минск: АН БССР, 1963. С. 63–68.
12. Вейник А.И. Расчет отливки. М.: Машгиз, 1964. 403 с.
13. Куманин И.Б. Затвердевание в разовых формах и образование усадочной пористости отливок // *Вопросы теории литейных процессов*. М., 1960. С. 24–30.
14. Черепанов А.Н., Попов В.Н., Максимов Л.Н. Кинетика формирования переходной зоны и газоусадочной пористости при неравновесной кристаллизации сплавов // *Известия АН СССР. Сер.: Металлы*, 1984. № 4. С. 69–75.
15. Кац Э.Л. Технологические основы управления затвердеванием при литье лопаток газовых турбин: дис. ... д-ра техн. наук. М.: ЦНИИТМАШ, 1986. 555 с.
16. Яковлев Е.И., Берестевич А.И., Соболев А.А., Жабрев С.Б. Изготовление литых крупногабаритных лопаток газотурбинных установок с регламентированной равноосной структурой // *Литейное производство*. 2018. № 8. С. 24–27.
17. Яковлев Е.И., Берестевич А.И., Жабрев С.Б. Формирование регламентированной структуры литых крупногабаритных лопаток газотурбинных установок // *Цветные металлы*. 2018. № 5. С. 86–90.

References

1. Kirillov I.I. *Gas turbines and gas turbine units*: in 2 vols. Moscow: Mashgiz, 1956, vol. 2, 318 p.
2. Min P.G., Vadeev V.E. The development and introduction into serial production of the new superalloy VZhL125 for the advanced aviation engines vanes. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 1 (70), pp. 3–16. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: June 03, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-3-16.
3. Kolyadov E.V., Visik E.M., Gerasimov V.V., Bityutskaya O.N. Features of the morphology of the structure of nickel superalloy depending on the values of the axial and radial temperature gradients at the crystallization front. *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 2 (75), pp. 15–24. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: June 03, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-2-15-24.
4. Visik E.M., Bityutskaya O.N., Gerasimov V.V., Pilipenko A.A., Moiseev A.S. Features of production of large casting turbine blades by directional crystallization of nickel corrosion resistant superalloy. *Aviation materials and technologies*, 2025, no. 2 (79), pp. 3–12. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: June 03, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-2-3-12.
5. Svetlov I.L., Petrushin N.V., Epishin A.I., Karashaev M.M., Elyutin E.S. Single crystals of nickel-based superalloys alloyed with rhenium and ruthenium (review). Part 1. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 1 (70), pp. 30–50. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: June 03, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-30-50.
6. Kablov E.N. *Cast Blades of Gas Turbine Engines: Alloys, Technologies, and Coatings*. 2nd ed. Moscow: Nauka, 2006, 632 p.
7. Gordeeva T.A., Zhegina I.P. *Fracture Analysis in Assessing Material Reliability*. Moscow: Metallurgy, 1978, 198 p.
8. Cambell J. Feeding mechanism in castings. *Cast Metals Research Journal*, 1969, no. 5, pp. 1–8.
9. Wilkinson W.L. *Non-Newtonian Fluids*. Moscow: Mir, 1964, 142 p.

10. Rehbinder P.A. *Physicochemical Mechanics of Dispersed Structures*. Moscow: Nauka, 1966, 370 p.
11. Bondarev V.A. Study of the Formation Process of Shrinkage Porosity. *Thermal Physics in Foundry Production*. Minsk: Academy of Sciences of the BSSR, 1963, pp. 63–68.
12. Veinik A.I. *Casting Calculation*. Moscow: Mashgiz, 1964, 403 p.
13. Kumanin I.B. Solidification in Disposable Molds and the Formation of Shrinkage Porosity of Castings. *Problems of the Theory of Foundry Processes*. Moscow, 1960, pp. 24–30.
14. Cherepanov A.N., Popov V.N., Maksimov L.N. Kinetics of Formation of the Transition Zone and Gas-Shrinkage Porosity during Nonequilibrium Crystallization of Alloys. *Izvestiya AN SSSR. Ser.: Metallurgy*, 1984, no. 4, pp. 69–75.
15. Kats E.L. *Technological Fundamentals of Solidification Control during Casting of Gas Turbine Blades*: thesis, Dr Sc. (Tech.). Moscow: TsNIITMASH, 1986, 555 p.
16. Yakovlev E.I., Berestevich A.I., Sobolev A.A., Zhabrev S.B. Manufacturing of Large-Sized Cast Blades for Gas Turbine Units with a Regulated Equiaxed Structure. *Liteynoe proizvodstvo*, 2018, no. 8, pp. 24–27.
17. Yakovlev E.I., Berestevich A.I., Zhabrev S.B. Formation of a regulated structure of cast large-sized blades of gas turbine units. *Tsvetnye metally*, 2018, no. 5, pp. 86–90.

Информация об авторах

Яковлев Евгений Игоревич, заместитель начальника лаборатории, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Evgeny I. Yakovlev, Deputy Head of Laboratory, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 03.07.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 09.07.2025.
The article was submitted 03.07.2025; approved and accepted for publication after reviewing 09.07.2025.