

Научная статья

УДК 621.74.04

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-44-53

## ПУТИ РЕШЕНИЯ МИНИМИЗАЦИИ ПОРИСТОСТИ ПРИ ЛИТЬЕ КРУПНОГАБАРИТНЫХ ЛОПАТОК ГАЗОТУРБИННЫХ УСТАНОВОК\* Часть 2

Е.И. Яковлев<sup>1</sup>

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

***Аннотация.** В литых лопатках газотурбинных установок и двигателей из жаропрочных никелевых сплавов с равноосной структурой одним из основных дефектов является усадочная пористость, которая представляет собой концентратор напряжений, снижает уровень свойств материала и надежность лопаток. Во второй части данной статьи показаны результаты опробования современных методик по минимизации пористости при изготовлении крупногабаритных лопаток газотурбинных установок на ведущих моторостроительных предприятиях отрасли.*

***Ключевые слова:** крупногабаритные литые лопатки турбин, мелкозернистая структура, 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 2 // Труды ВИАМ. 2026. № 3 (157). С. 44–53. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-44-53.*

Scientific article

## SOLUTIONS FOR MINIMIZING POROSITY IN CASTING LARGE-SIZED GAS TURBINE BLADES Part 2

E.I. Yakovlev<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Federal 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 made of heat-resistant nickel alloys with an equiaxed structure for gas turbine units and engines, one of the main defects is shrinkage porosity, which is a stress concentrator, and reduces the properties of the material and the reliability of the blades. In the second part, the results of testing modern methods for minimizing porosity in the manufacture of large-sized blades of gas turbine units at the leading engine-building enterprises of the industry are presented.*

***Keywords:** large-sized cast turbine blades, fine-grained structure, equiaxed structure, porosity, casting feed, casting modes, gas turbine units*

***For citation:** Yakovlev E.I. Solutions for minimizing porosity in casting large-sized gas turbine blades. Part 2. *Trudy VIAM*, 2026, no. 3 (157), pp. 44–53. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-44-53.*

---

\* Часть 1 – см. «Труды ВИАМ», № 2 (156), 2026.

## Введение

В литых лопатках турбин с равноосной структурой одним из основных дефектов является усадочная пористость, которая представляет собой концентратор напряжений, снижает уровень свойств материала и надежность лопаток. Данный дефект особенно сильно проявляется в крупногабаритных лопатках газотурбинных установок и двигателей, при затвердевании которых не удается осуществить достаточно полную компенсацию усадки обычными технологическими приемами.

Лопатки турбин с направленной и монокристаллической структурой имеют более высокие эксплуатационные характеристики, но стоимость легирующих элементов, таких как рений, рутений и др., а также усложнение технологического процесса затрудняют их применение на всех ступенях ГТУ и ГТД [1–5].

В первой части данной работы рассмотрены основные положения существующих представлений о питании отливок. Во второй части показаны результаты опробования современных методик по минимизации пористости при изготовлении крупногабаритных лопаток газотурбинных установок на ведущих моторостроительных предприятиях отрасли.

## Результаты и обсуждение

В большинстве работ, посвященных питанию отливки, предполагается, что основное влияние на ламинарную фильтрацию жидкости оказывает внешнее давление. Вместе с тем в работах [6, 7] сделан вывод, что на последних этапах затвердевания влияние капиллярного давления может быть значительным.

Оценка гидравлических условий фильтрации жидкости через двухфазную зону обычно осуществляется на основе известного уравнения ламинарной фильтрации Дарси:

$$\Delta\omega = K_d J F_{\text{сеч}}, \quad (1)$$

где  $\Delta\omega$  – объемный расход металла;  $K_d$  – коэффициент фильтрации Дарси;  $J$  – пьезометрический коэффициент, зависящий от потери напора на участке фильтрации;  $F_{\text{сеч}}$  – площадь участка фильтрации.

Пьезометрический коэффициент определяется по формуле

$$J = \frac{\Delta h}{l}, \quad (2)$$

где  $\Delta h$  – потери напора на участке фильтрации;  $l$  – длина участка фильтрации.

На основании закона Дарси выведено уравнение движения ламинарной фильтрации:

$$\frac{dP}{dl} + \mu \frac{g}{K} - \rho g \cos \beta = 0, \quad (3)$$

где  $P$  – гидродинамическое давление жидкого металла;  $\mu$  – динамическая вязкость жидкого металла;  $K$  – коэффициент проницаемости пористой среды сетки кристаллов;  $\beta$  – угол между вертикалью и направлением фильтрации;  $\rho$  – плотность жидкого металла;  $g$  – ускорение силы тяжести;  $g$  – скорость фильтрации.

В работе [8] дано уравнение движения жидкости при усреднении истинной скорости течения:

$$\vec{V} = \frac{K(S)}{\mu} \vec{\nabla}(P + \rho g z), \quad (4)$$

где  $\vec{V}$  – эффективная скорость центра масс;  $K(S)$  – коэффициент проницаемости как функция сечения жидкой фазы;  $z$  – вертикальная координата.

С учетом равенства скоростей усадки и фильтрации получена формула для расчета длины зоны питания, зависящей, в частности, от коэффициента проницаемости.

В работе [8] рассмотрены общие уравнения двухфазной зоны для бинарной системы в автомодельных режимах движения зоны: уравнения движений энергии, массы  $i$ -го компонента в жидкой части двухфазной зоны, жидкости, а также уравнение неразрывности. В результате получена система уравнений для расчета распределения давления в двухфазной зоне, на основе которого с учетом прочности жидкости вычислена пористость при различных условиях литья.

Дальнейшее развитие данная методология получила в работе [9]. Эти исследования позволили провести углубленный анализ механизма возникновения пористости и изучить влияние ряда факторов на плотность слитков.

Наибольшие затруднения при анализе гидравлических условий фильтрации на основе уравнения Дарси возникают при определении коэффициента проницаемости  $K_n$ , зависящего от ряда факторов.

В работе [10] предложено (при условии сферической формы кристаллов) определять  $K_n$  по формуле Лейбензона [11]:

$$K_n = \frac{n^2 d^2}{48(1-m)}, \quad (5)$$

где  $d$  – диаметр круглого кристалла;  $m$  – относительная пористость ( $m = 0,259$ );  $n$  – просвет, не зависящий от диаметра круглых кристаллов ( $n = 0,0931$ ).

В работе [8] для определения величины  $K_n$  используют известное в теории фильтрации приближение Козени. После ряда преобразований получена формула

$$K_n = \frac{W^2 S^2}{(1-S)^{4/3} \Phi^2 D^2 N_0^{2/3}}, \quad (6)$$

где  $W$  – скорость движения двухфазной зоны;  $S$  – площадь сечения жидкой фазы;  $\Phi$  – коэффициент формы кристалла, численно равный отношению его истинной площади поверхности к площади поверхности равновеликого цилиндра с диаметром  $D$ ;  $N_0$  – плотность кристаллов в зоне.

В работе [12] проницаемость оценивают по формуле

$$m(S) = \chi S^\gamma, \quad (7)$$

где  $\chi$  – коэффициент, пропорциональный квадрату характерного дендритного размера;  $\gamma$  – показатель, который может изменяться от 1 до 3.

Имеются и другие работы, использующие различные геометрические модели для оценки коэффициента проницаемости. При расчетах по указанным методикам величины коэффициентов проницаемости при данном содержании жидкой фазы отличаются друг от друга на 4–8 порядков. С другой стороны, по результатам экспериментальных работ при затвердевании различных сталей и сплавов установлено, что величина  $K_n$  изменяется на 5–6 порядков в зависимости от содержания жидкой фазы внутри двухфазной зоны. При определении эффективных величин коэффициентов проницаемости по этим экспериментальным результатам получен разброс значений в пределах от  $0,05 \cdot 10^{-8}$  до  $50 \cdot 10^{-8}$  см<sup>2</sup>, что объясняется в первую очередь резким снижением  $K_n$  на последних стадиях затвердевания [7].

Для преодоления затруднений, возникающих при использовании уравнения Дарси для анализа фильтрации жидкости в двухфазной зоне, предложен следующий подход [7, 13, 14].

Выделен цилиндрический канал, пронизывающий по высоте  $x$  твердо-жидкую зону длиной  $L$  (рис. 1). В момент времени  $\tau_0$  образования каркаса кристаллов при температуре начала эффективного интервала кристаллизации  $T_{\text{эф}}$  среднестатистический радиус канала с жидким сплавом равен  $r_0$ , а расстояние между осями вертикальных и горизонтальных рядом расположенных каналов равно размеру зерна  $R$ . Далее рассчитывается объем  $dV_y$  питающей жидкости при уменьшении по мере затвердевания текущего размера  $r$  канала на величину  $dr$ :

$$dV_y = -2\pi a R^2 x dr (3 - 2r), \quad (8)$$

где  $a$  – коэффициент кристаллизационной усадки.

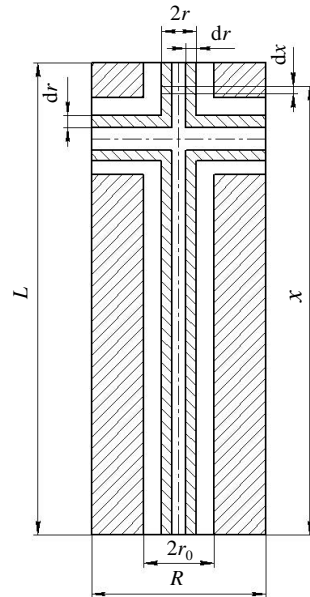


Рис. 1. Схема процесса компенсации усадки в твердо-жидкой зоне:  $r$  – текущий размер канала,  $r_0$  – среднестатистический радиус канала с жидким сплавом,  $dr$  – величина уменьшения размера канала по мере затвердевания,  $R$  – размер зерна,  $x$  – высота поперечного сечения канала,  $dx$  – высота поперечного сечения канала в зоне расчетов градиентов давлений,  $L$  – длина твердо-жидкой зоны

С другой стороны, за время  $dt$  при изменении размера канала  $\bar{r}$  на величину  $d\bar{r}$  через поперечное сечение высотой  $x$  может переместиться количество жидкости  $V_r$ , математическое выражение которого при использовании уравнения Пуазейля имеет вид:

$$dV_r = \frac{\pi R^4 \bar{r}^{-4}}{8\eta \tau_c} \frac{dP}{dx} d\bar{r}, \quad (9)$$

где  $\eta$  – динамическая вязкость;  $\tau_c$  – время затвердевания жидкости в канале размером  $r_0$ ;  $dP/dx$  – градиент давления в сечении высотой  $x$  канала;  $\tau/\tau_c$  – относительное текущее время затвердевания в эффективном интервале кристаллизации (от эффективной температуры кристаллизации  $T_{\text{эф}}$  до температуры окончания кристаллизации  $T_0$ ).

Из равенства расходов  $dV_y$  и  $dV_r$  получено уравнение для расчета градиентов давлений  $dP/dx$  по высоте  $x$  канала.

Оценка эффективности питания проводится путем сравнения необходимых и фактических перепадов давлений в любом сечении твердо-жидкой зоны.

Указанный подход позволил исключить неопределенность, вызываемую использованием коэффициента проницаемости в уравнении Дарси, и получить зависимость

пористости от ряда факторов, в том числе от времени затвердевания и расстояния от рассматриваемого сечения отливки до прибыли.

Вместе с тем необходимо отметить, что в представленной модели процесса питания не учтены основные особенности дендритной морфологии двухфазной зоны и принята цилиндрическая конфигурация вертикальных каналов, что предполагает пренебрежимо малый продольный температурный градиент по направлению к прибыли.

Увеличение расхода питающей жидкости для компенсации усадки может быть достигнуто при наличии конусных вертикальных каналов в твердо-жидкой зоне, образование которых связано с реализацией последовательного затвердевания.

Автор работы [15] считает, что питание отливок происходит более полно при благоприятной комбинации продольного и поперечного температурных градиентов. Это условие аналогично критерию последовательности затвердевания Н.Г. Гиршовича.

При последовательном затвердевании осуществляется непрерывное питание жидким металлом из прибыли затвердевающих элементов отливки, так как эти элементы и прибыль соединены незатвердевающим каналом. Характер питания элементов отливки из прибыли зависит от размеров и конфигурации этого незатвердевающего канала, т. е. от его расширения в направлении прибыли.

Критерием последовательности затвердевания служит угол расширения питающего канала, в качестве критерия направленности можно также использовать отношение ширины канала  $\Delta\epsilon$  в некотором сечении к расстоянию  $\Delta L$  от этого сечения до ближайшего полностью затвердевшего сечения отливки.

В указанных работах, к сожалению, отсутствуют количественные аналитические зависимости между пористостью отливок и величиной критерия последовательности затвердевания.

Такую зависимость можно получить на базе разработанной модели (рис. 1) с учетом переменного размера каналов в твердо-жидкой зоне при последовательном затвердевании и пространственного расположения этих каналов в соответствии с особенностями дендритной структуры.

Для выполнения заданных условий последовательного затвердевания отливок необходимо обеспечение соответствующих тепловых параметров литья.

Как следует из анализа закономерностей, полученных в работах [16–18], эффективным способом управления временем затвердевания в данном сечении отливки и продольным градиентом температуры может являться создание регулируемого распределения температуры в форме перед заливкой.

Целесообразно с учетом специфических начальных условий разработать методику для определения влияния исходного распределения температуры в форме на время затвердевания и градиента температуры в двухфазной зоне при литье лопаток различных размеров. Очевидно, эта методика должна быть экспериментально подтверждена данными термического анализа при затвердевании отливок.

Подобная методика представлена в работе [7]. На ее основе в работах [19, 20] получены данные о зависимости периода времени затвердевания стенки сечения пера лопатки определенной толщины от температуры формы.

При моделировании далее описанных опытов в системе Procast получены недоверенные результаты: структура была с грубой рыхлотой по всем сечениям отливки. Этот факт свидетельствует о сложности применения подобных программ при использовании нестандартных технологических режимов для лопаток турбин со сложной конфигурацией и развитой внутренней полостью.

При затвердевании тонких сечений пера лопатки керамическая форма является в тепловом отношении полуграничным телом, на основе теории теплообмена определена зависимость времени затвердевания  $\tau$  тонкого сечения пера лопатки толщиной 1, 2 и 3 мм от температуры формы  $T$  в интервале от 900 до 1100 °С (рис. 2). Показано, что

период времени затвердевания тонкого сечения лопаток резко возрастает с увеличением температуры оболочковой формы  $>1000$  °С. Оптимальной температурой исходной формы можно считать 1100 °С, поскольку дальнейшее ее повышение приводит к некоторому огрублению макроструктуры металла лопаток.

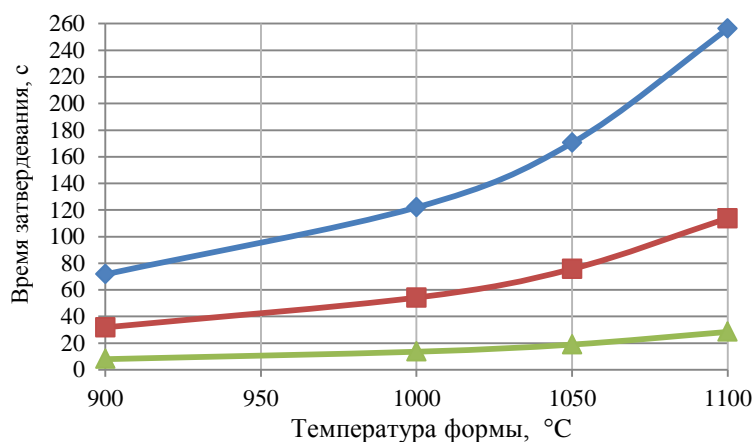


Рис. 2. Зависимости времени затвердевания тонкого сечения пера лопатки толщиной 1 (▲), 2 (■) и 3 мм (◆) от температуры формы

На рис. 3, *а* показано сечение пера лопатки с тонкими вытянутыми зернами шириной 0,5–2 мм, замок состоит в основном из равноосных зерен размером в диапазоне 1–5 мм, имеет отдельные тонкие столбчатые зерна шириной 1–2 мм (рис. 3, *б*). Поверхностный размер макрозерна пера и замка лопатки составил 0,5–2,0 мм.

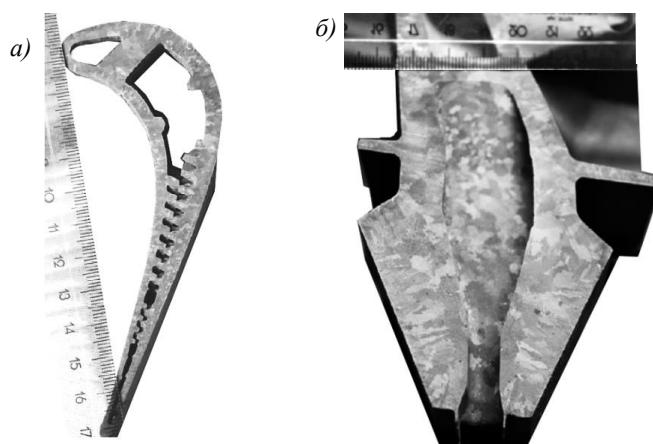


Рис. 3. Макроструктуры пера (*а*) и замка (*б*)

Усадочная пористость исследована на микрошлифах пера и замка лопатки. Оценку микропористости проводили по участку площади микрошлифа с максимальной пористостью. Величины пористости находились в диапазонах 0,07–0,39 и 0,28–0,59 % для пера и замка соответственно, что подтверждает достаточную эффективность питания отливки.

Полученные структурные показатели и уровень пористости близки к характеристикам крупногабаритной лопатки, отлитой зарубежной фирмой. Причем схожие результаты по уровню пористости получены производителем зарубежного аналога при анализе литых лопаток после горячего изостатического прессования (ГИП), в отличие от приведенных данных, определенных для литых лопаток без применения ГИП.

В продолжение данного подхода в работе [21] показана возможность изготовления отливки с мелкозернистой равноосной структурой и пониженной пористостью из жаропрочного никелевого сплава (ЖНС), имеющей длину 260 мм и переменный диаметр (45 и 60 мм). Цель работы – получение массивных отливок простой конфигурации (рис. 4) с мелкозернистой структурой и пониженной пористостью из ЖНС без использования поверхностного и объемного модифицирования и ГИП.

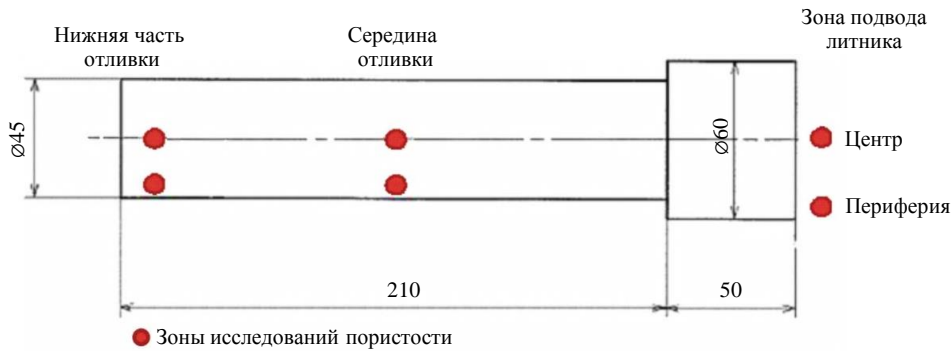


Рис. 4. Эскиз опытной отливки без литниково-питающей системы

Получена отливка из ЖНС с мелкозернистой структурой без использования модификаторов и уровнем объемной пористости до 0,19 %. В качестве опытных опробованы сплавы ВКНА-1ВР и ВЖ175.

На рис. 5 показаны макроструктуры опытных отливок из сплавов ВКНА-1ВР и ВЖ175 после снятия пригара с помощью механической обработки и травления. Размер зерен в сечении составил 0,07–0,30 мм.

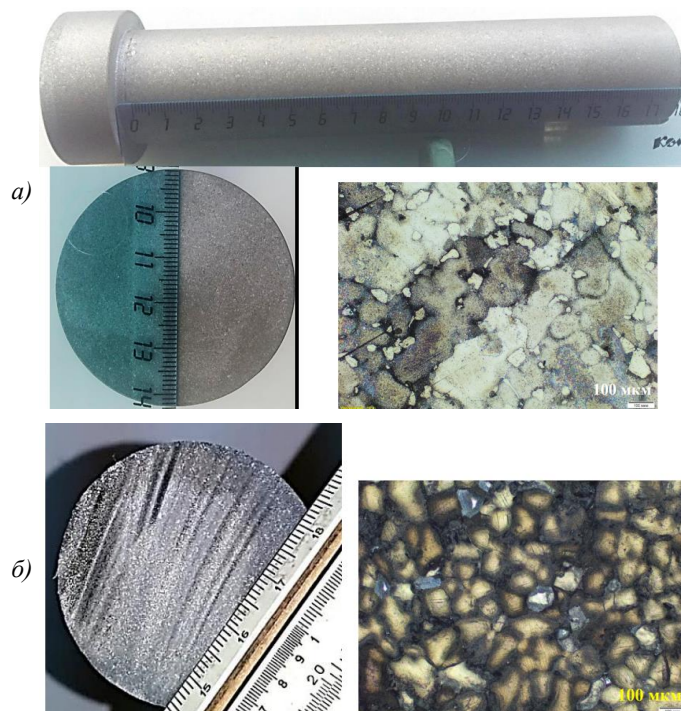


Рис. 5. Макроструктуры сплавов ВКНА-1ВР (а) и ВЖ175 (б)

Объемная доля пор в отливках (рис. 6), рассчитанная с помощью специализированной программы, составила 0,18–0,19 % (в зонах с максимальной пористостью).

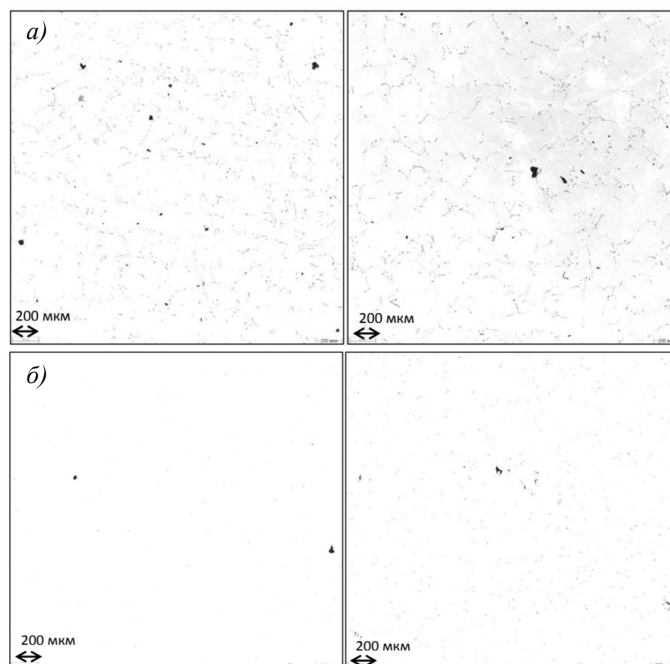


Рис. 6. Максимальный размер пор в отливках из сплавов ВКНА-1ВР (а) и ВЖ175 (б)

### Заключения

Распределение объемной доли пористости согласно зонам исследования (рис. 4) показано в таблице. Полученная идентичность макроструктуры в объеме и уровня микрорпористости двух ЖНС свидетельствует о единой закономерности формирования мелкозернистой равноосной структуры для разных классов ЖНС. Полученные результаты позволят разработать процесс литья ЖНС, обеспечивающий получение отливок с мелкозернистой равноосной структурой и пониженной пористостью для крупногабаритных деталей. Работы в данной области в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ продолжаются.

### Объемная доля пор в опытных отливках в зонах с максимальной пористостью

Сплав	Образец	Объемная доля пор, %	
		в центре	на периферии
ВКНА-1ВР (плавка 1)	Нижняя часть отливки	0,054	0,0098
	Литник (зона подвода)	0,16	0,35
ВКНА-1ВР (плавка 2)	Нижняя часть отливки	0,19	–
	Литник (зона подвода)	0,40	0,11
ВЖ175	Середина отливки	0,079	0,18

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

### Список источников

1. 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.

2. 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.
3. Светлов И.Л., Петрушин Н.В., Епишин А.И., Карашаев М.М., Елютин Е.С. Монокристаллы жаропрочных никелевых сплавов, легированных рением и рутением (обзор). Часть 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.
4. 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.
5. Каблов Е.Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей: сплавы, технологии, покрытия. 2-е изд. М.: Наука, 2006. 632 с.
6. Вейник А.И. Расчет отливки. М.: Машгиз, 1964. 403 с.
7. Кац Э.Л. Технологические основы управления затвердеванием при литье лопаток газовых турбин: дис. ... д-ра техн. наук. М., 1986. 555 с.
8. Журавлев В.А. О макроскопической теории кристаллизации сплавов // *Известия АН СССР. Сер.: Металлы*. 1975. № 5. С. 93–99.
9. Журавлев В.А., Бакуменко С.П., Ильин Г.А. и др. Образование дефектов при кристаллизации сплавов двухмерной области с короткоживущим внутренним теплотокком // *Известия АН СССР. Сер.: Металлы*. 1982. № 3. С. 172–173.
10. Тимофеев Г.И. Механика сплавов при кристаллизации слитков и отливок. М.: Metallurgy, 1977. 160 с.
11. Лейбензон Л.С. Движение природных жидкостей и газов в пористой среде. М.; Л.: Гостехиздат, 1947. 244 с.
12. Соболев В.В., Трофимов П.М. Исследование условий затвердевания и формирования осевой пористости в непрерывных слитках трещиновидного сечения // *Сталь*. 1982. № 4. С. 28–31.
13. Кац Э.Л., Спиридонов Е.В. Механизм питания отливок из сплавов с широким интервалом температур кристаллизации // *Труды НИИТ*. 1972. № 2. С. 2–17.
14. Спиридонов Е.В., Кац Э.Л. Особенности компенсации усадки в отливках из высокопрочных сплавов // *Магниево-сплавовые материалы в промышленности / под ред. А.Т. Туманова и М.Б. Альтмана*. М.: ОНТИ ВИАМ, 1972. С. 65–69.
15. Пржибыл Й. Теория литейных процессов. М.: Мир, 1967. 328 с.
16. Вейник А.И. Теория затвердевания отливок. М.: Машгиз, 1960. 435 с.
17. Баландин Г.Ф. Основы теории формирования отливки: в 2 ч. М.: Машиностроение, 1976. Ч. 1. 328 с.
18. Неуструев А.А., Пантюхин В.П. Метод расчета последовательности затвердевания фасонных отливок // *Математическое моделирование процессов затвердевания металлов и сплавов*. Новосибирск: СО АН СССР, 1983. С. 120–126.
19. 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.
20. Яковлев Е.И., Берестевич А.И., Жабрев С.Б. Формирование регламентированной структуры литых крупногабаритных лопаток газотурбинных установок // *Цветные металлы*. 2018. № 5. С. 86–90.
21. Яковлев Е.И. Получение отливок из жаропрочных никелевых сплавов с мелкозернистой равноосной структурой и пониженной пористостью // *Литейное производство*. 2022. № 6. С. 2–5.

### References

1. 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 06, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-2-15-24.

2. Visik E.M., Bituytskaya 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 06, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-2-3-12.
3. Svetlov I.L., Petrushin N.V., Epishin A.I., Karashaev M.M., Elyutin E.S. Single crystals of nickel-based superalloys alloyed with rhenium and ruthenium (review). Part 1. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 1 (70), pp. 30–50. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: June 06, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-30-50.
4. 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 06, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-3-16.
5. Kablov E.N. *Cast Blades of Gas Turbine Engines: Alloys, Technologies, Coatings*. 2nd ed. Moscow: Nauka, 2006, 632 p.
6. Veynik A.I. *Casting Calculation*. Moscow: Mashgiz, 1964, 403 p.
7. Kats E.L. *Technological Fundamentals of Solidification Control during Gas Turbine Blade Casting*; thesis, Doctor Sc. (Tech.). Moscow, 1986, 555 p.
8. Zhuravlev V.A. On the Macroscopic Theory of Alloy Crystallization. *Izvestiya AN SSSR. Ser.: Metally*, 1975, no. 5, pp. 93–99.
9. Zhuravlev V.A., Bakumenko S.P., Ilyin G.A. et al. Formation of defects during crystallization of alloys in a two-dimensional region with a short-lived internal heat current. *Izvestiya AN SSSR. Ser.: Metally*, 1982, no. 3, pp. 172–173.
10. Timofeev G.I. *Mechanics of alloys during crystallization of ingots and castings*. Moscow: Metallurgy, 1977, 160 p.
11. Leibenzon L.S. *Movement of natural liquids and gases in a porous medium*. Moscow; Leningrad: Gostekhizdat, 1947, 244 p.
12. Sobolev V.V., Trofimov P.M. Study of solidification conditions and formation of axial porosity in continuous ingots of club-shaped cross-section. *Stal*, 1982, no. 4, pp. 28–31.
13. Katz E.L., Spiridonov E.V. Feeding mechanism for castings made of alloys with a wide range of crystallization temperatures. *Trudy NIAT*, 1972, no. 2, pp. 2–17.
14. Spiridonov E.V., Katz E.L. Features of shrinkage compensation in castings made of high-strength alloys. *Magnesium alloys in industry*. Eds. A.T. Tumanov, M.B. Altman. Moscow: ONTI VIAM, 1972, pp. 65–69.
15. Przybyl J. *Theory of foundry processes*. Moscow: Mir, 1967, 328 p.
16. Veynik A.I. *Theory of casting solidification*. Moscow: Mashgiz, 1960, 435 p.
17. Balandin G.F. *Fundamentals of the Theory of Casting Formation*: in 2 parts. Moscow: Mashinostroenie, 1976, part 1, 328 p.
18. Neustruev A.A., Pantyukhin V.P. Method for Calculating the Solidification Sequence of Shaped Castings. *Mathematical Modeling of Solidification Processes of Metals and Alloys*. Novosibirsk: SB AS USSR, 1983, pp. 120–126.
19. Yakovlev E.I., Berestevich A.I., Sobolev A.A., Zhabrev S.B. Manufacturing of Large-Size Cast Blades for Gas Turbine Units with a Regulated Equiaxed Structure. *Liteynoe proizvodstvo*, 2018, no. 8, pp. 24–27.
20. Yakovlev E.I., Berestevich A.I., Zhabrev S.B. Formation of a Regulated Structure of Large-Sized Cast Blades for Gas Turbine Units. *Tsvetnye metally*, 2018, no. 5, pp. 86–90.
21. Yakovlev E.I. Production of Castings from Heat-Resistant Nickel Alloys with a Fine-Grained Equiaxed Structure and Reduced Porosity. *Liteynoe proizvodstvo*, 2022, no. 6, pp. 2–5.

**Информация об авторах**

**Яковлев Евгений Игоревич**, заместитель начальника лаборатории, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, [admin@viam.ru](mailto: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](mailto:admin@viam.ru)

Статья поступила в редакцию 15.09.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 22.09.2025.

The article was submitted 15.09.2025; approved and accepted for publication after reviewing 22.09.2025.