

DOI: 10.26896/1028-6861-2018-84-6-38-42

УДК (UDC) 669.24:541.12.017

ОСОБЕННОСТИ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ ТУРБИННЫХ ЛОПАТОК ИЗ БЕЗУГЛЕРОДИСТЫХ И УГЛЕРОДСОДЕЖАЮЩИХ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ*

© Елена Михайловна Висик, Виктор Владимирович Герасимов,
Евгений Викторович Колядов, Елена Владимировна Филонова

Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов (ВИАМ), Москва, Россия;
e-mail: admin@viam.ru

Статья поступила 4 октября 2017 г.

Представлены результаты сравнительного исследования структурных особенностей отливок турбинных лопаток с монокристаллической структурой из жаропрочных безуглеродистых и углеродсодержащих жаропрочных никелевых сплавов с кристаллографической ориентацией (001). Влияние режимов направленной кристаллизации на формирование структуры и дефектов отливок исследовали с помощью установок типа УВНК. Установили, что величина растрыва приповерхностного слоя образцов меняется в зависимости от условий травления. Анализ микроструктуры приповерхностной зоны отливок после различных технологических процессов показал, что лопатки из жаропрочных безуглеродистых сплавов склонны к образованию блочной структуры и появлению поверхностных рекристаллизованных зерен. Предложены рекомендации по применению неразрушающих методов рентгеноструктурного контроля с использованием рентгеновского аппарата типа КРОС, а также способы предупреждения появления микропористости на полке и в замке отливок.

Ключевые слова: жаропрочные никелевые сплавы; монокристаллы; направленная кристаллизация; макротравление; микротравление; большеугловые границы; малоугловые границы; разориентация блоков структуры.

FEATURES OF THE SINGLE CRYSTAL STRUCTURE OF THE TURBINE BLADES MADE OF CARBON-FREE AND CARBON-CONTAINING NICKEL SUPERALLOYS

© Elena M. Visik, Victor V. Gerasimov, Evgeny V. Kolyadov, Elena V. Filonova

All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials (VIAM), Moscow, Russia; e-mail: admin@viam.ru

Submitted October 4, 2017.

A comparative study of structural features of the blade castings having a single-crystal structure and made of heat-resistant carbon-free and carbon-containing high-temperature nickel alloys upon directional crystallization with (001) crystallographic orientation is carried out. The results of the effect of directional crystallization modes on the formation of the structure and defects of castings of working blades made of carbon-containing and carbon-free high-temperature nickel alloys are presented. Changes in the degree of pickling of the near-surface layer of casting are presented as a function of pickling conditions. The microstructure of the near-surface zone of castings made of ZhS32 heat-resistant alloy is studied after different modes of their technological processing. It is shown that blade castings with a single-crystal structure made of heat-resistant carbon-free superalloys have a tendency to formation of the block structure and appearance of surface recrystallized grains. Recommendations on the use of methods of nondestructive X-ray control of blades made of carbon-free alloys and precautions regarding birth of microporosity on the shelf and in the blade lock are specified.

Keywords: refractory nickel superalloys; single crystals; directional crystallization; macro-etching; micro-etching; large-angle boundaries; low-angle boundaries; misorientation of the structural blocks.

В газотурбинных двигателях (ГТД) температура материала турбинных лопаток горячего тракта может достигать 1150 °С, что связано с приме-

нием сплавов нового поколения, легированных рением и рутением и разработанных методом компьютерного конструирования монокристал-

* Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 9.5: Направленная кристаллизация (с переменным управляемым градиентом) высокотемпературных жаропрочных сплавов.

лических никелевых сплавов на основе современных технологий монокристаллического литья и термической обработки [1 – 9].

Рений-рутениеосодержащие жаропрочные сплавы обладают повышенными фазовой стабильностью, прочностью, сопротивлением термической усталости. Для литья рабочих лопаток высокоэффективных авиационных ГТД широко используют, например, углеродсодержащий монокристаллический сплав ЖС32 второго поколения (содержание Re до 4 %), безуглеродистый сплав ВЖМ4 (содержание Re 6 и 4 %, $\sigma_{100}^{1000^\circ} = 305$ МПа) и легированный рением (2,6 % Re) с пониженной плотностью ($8,39$ г/см³) безуглеродистый сплав ВЖМ7 ($\sigma_{100}^{1000^\circ} = 220$ МПа) [8, 16].

Для получения лопаток из новых жаропрочных сплавов на литейных установках типа УВНК применяют технологии монокристаллического литья с заданной кристаллографической ориентацией (КГО), обеспечивающие высокие характеристики жаропрочности в рабочем интервале температур. Для формирования монокристаллической структуры используют монокристаллические затравки из сплава Ni – 30 % W (отклонение от аксиального кристаллографического направления $\alpha_{\langle 001 \rangle} \leq 5^\circ$), которые устанавливают перед плавкой в затравочную полость стартовых конусов литейного блока.

Требования к структуре получаемых лопаток зависят от особенностей конструкции, условий последующей эксплуатации, легирования сплава и других факторов и оговариваются в технических условиях (ТУ). К турбинным лопаткам из безуглеродистых сплавов предъявляют повышенные требования по макро- и микроструктуре (из-за отсутствия в их составе углерода и других упрочнителей границ зерен) и отклонению от заданной КГО (например, макроструктура профилей пера и замка должна быть монокристаллической). В отливках из углеродсодержащих сплавов границы зерен допустимы в отдельных зонах (например, в области замка). Величина отклонений заданной аксиальной ориентации от основной оси турбинной лопатки в промышленном производстве не должна превышать 10° , а разориентация блочной структуры — 3° .

Контроль монокристаллической структуры после направленной кристаллизации проводят путем визуального осмотра отливок (или при небольших ($\times 20 - 30$) увеличениях) после химического травления поверхности. Макротравлением выявляют границы зерен, дендритную структуру сплава, ликвацию, трещины, КГО зерен, фигуры травления, характерные для направленной кристаллизации литейные дефекты.

Способы травления (погружением в реактив, анодное, путем катодного распыления в вакууме,

комбинированные и др.) и условия травления (продолжительность, температура, положение образца, предварительная обработка поверхности) оказывают влияние на результаты анализа структуры, характер изменения поверхностного слоя отливки.

Цель работы — исследование турбинных лопаток с монокристаллической структурой из безуглеродистых и углеродсодержащих никелевых сплавов.

Исследовали монокристаллические рабочие лопатки ГТД, полученные на установках для направленной кристаллизации (УВНК 9А, градиент температур на фронте кристаллизации сплава (линии изоликвидуса) $G = 60 - 80$ град./см), из углеродсодержащего серийного сплава ЖС32 и безуглеродистых сплавов ВЖМ4 и ВЖМ7. Поскольку никелевые сплавы обладают высокой химической стойкостью, использовали концентрированные кислоты [14].

Отклонение КГО отливок определяли на стартовых конусах (плоскость поперечного реза перпендикулярна продольной оси отливки). Методом рентгеноструктурного анализа поперечного среза шлифа конуса, протравленного до выявления дендритной структуры, с помощью дифрактометра ДРОН4 оценивали угловое отклонение $\alpha_{\langle 001 \rangle}$ заданного аксиального кристаллографического направления $\langle 001 \rangle$ от продольной оси конуса и, соответственно, всей отливки лопатки.

Для исследования микроструктуры микрошлифов лопаток использовали растровый электронный (JSM-6490LV) и оптический (Leica) микроскопы.

На рис. 1 показаны характерные дефекты монокристаллической структуры отливок, связанные с нарушением температурно-скоростных режимов плавки и кристаллизации, наличием примесей и посторонних включений в сплаве.

Нарушение технологических режимов направленной кристаллизации (заниженная температура в зоне расположения затравки) приводит к структуре, состоящей из множества столбчатых зерен (см. рис. 1, а), «перегрев» затравки — к ее расплавлению и нарушению заданной КГО отливки (см. рис. 1, б). Узкие направленные зерна («прострелы») в монокристалле (см. рис. 1, в) глубиной несколько дендритов формируются вследствие наличия в расплаве примесей либо окислов. Единичные равноосные зерна (см. рис. 1, г) — в результате взаимодействия расплава с посторонними включениями в первом слое оболочковой керамической формы. Причина образования структуры с малоугловой границей (субзернами) ($\Delta\alpha_{\langle 001 \rangle} \leq 3^\circ$) (см. рис. 1, д) — разворот (или нарушение) растущих дендритных ветвей в процессе кристаллизации расплава под воздействием кон-

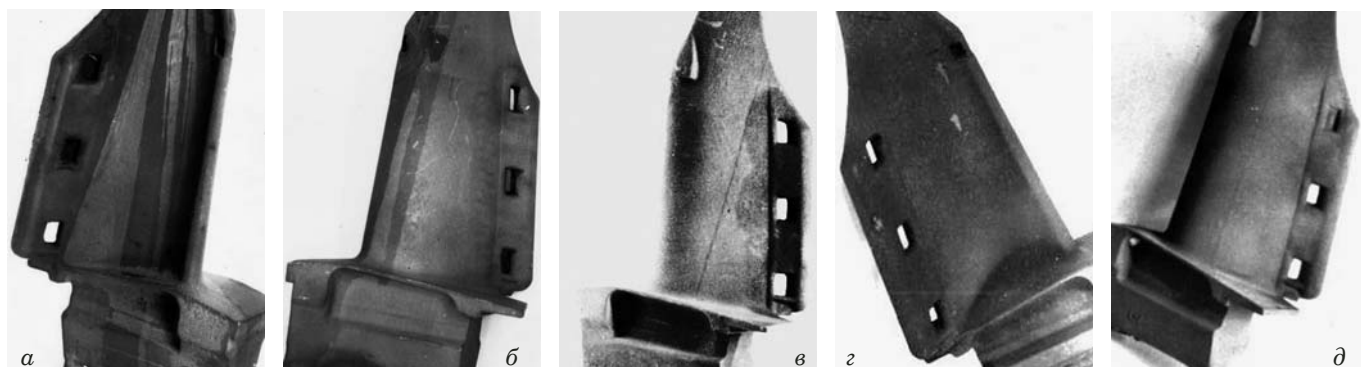


Рис. 1. Дефекты монокристаллической структуры отливок турбинных лопаток после травления: *a* и *б* — «недогрев» и «перегрев» затравки; *в* — узкое направленное зерно («прострел»); *г* — единичные равноосные зерна; *д* — малоугловая граница ($\Delta\alpha_{(001)} \leq 3^\circ$)



Рис. 2. Структура малоугловой («размытой») границы субзерен ($\Delta\alpha_{(001)} = 2,7^\circ$) на полке отливки лопатки из жаропрочного сплава ВЖМ4 после макротравления (*a*) (*б* и *в* — при $\times 20$ и $\times 1500$)

вективных потоков. (К образованию подобной блочной структуры чаще склонны безуглеродистые легированные тугоплавкими элементами (W, Re) монокристаллические сплавы.)

Выявили, что при кристаллизации замковых полок турбинных лопаток в условиях вогнутого фронта кристаллизации в удаленных углах полки происходит гетерогенное формирование постороннего кристалла, отличного по КГО от основного монокристалла. Применение кристаллопроводов, передающих монокристаллическую структуру от стартового конуса и затравки к углам полок, позволяет избежать зарождения посторонних кристаллов, однако на полках в месте соединения фронтов кристаллизации основного монокристалла лопатки и кристалловода иногда наблюдали «размытые» границы (рис. 2). В производстве лопатки с такими границами бракуют при первичном (визуальном) контроле, что снижает выход годного литья.

При исследовании структуры поперечных шлифов, вырезанных из замковых полок отливок из сплава ВЖМ4, установили, что слабоконтрастные границы на замке представляют собой малоугловые границы с разориентацией субзерен $\Delta\alpha_{(001)} \leq 3^\circ$.

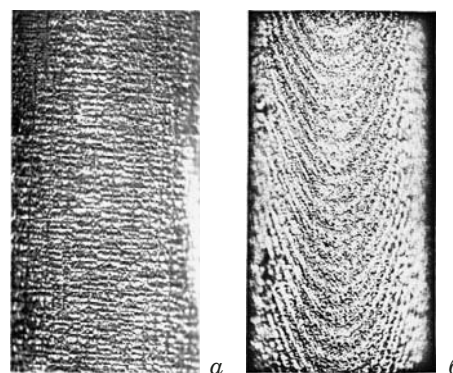


Рис. 3. Типичные фигуры травления на боковой поверхности цилиндрических монокристаллических образцов никелевого сплава с КГО $\langle 001 \rangle$ (*a*) и $\langle 111 \rangle$ (*б*)

На рис. 3 представлены типичные фигуры травления, по которым можно визуально определять КГО отливок [19].

Микроструктуру монокристаллических отливок исследовали методами оптической и растровой металлографии на полированных микрошлифах, вырезанных из лопаток в поперечном и продольном сечениях после травления. Использовали реактивы следующих составов: 1) 25 % HNO_3 , 25 % HF , 3 % NaF , остальное —

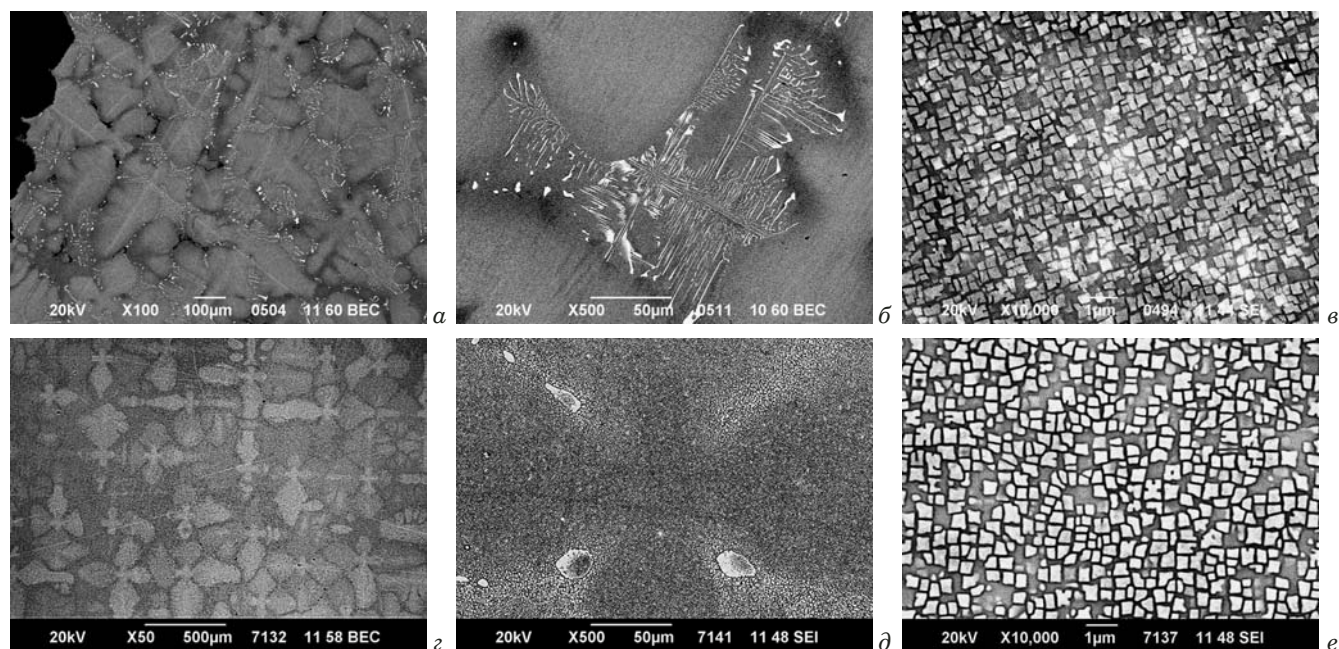


Рис. 4. Структура жаропрочных никелевых сплавов в литом состоянии: углеродсодержащего ЖС32 (*a* — дендритная структура; *b* — карбиды в междендритном пространстве; *c* — упрочняющая γ' -фаза в осях дендритов) и безуглеродистого ВЖМ7 (*d* — эвтектика ($\gamma' + \gamma$)_{эвт} в междендритных областях; *e* — упрочняющая γ' -фаза в осях дендритов)

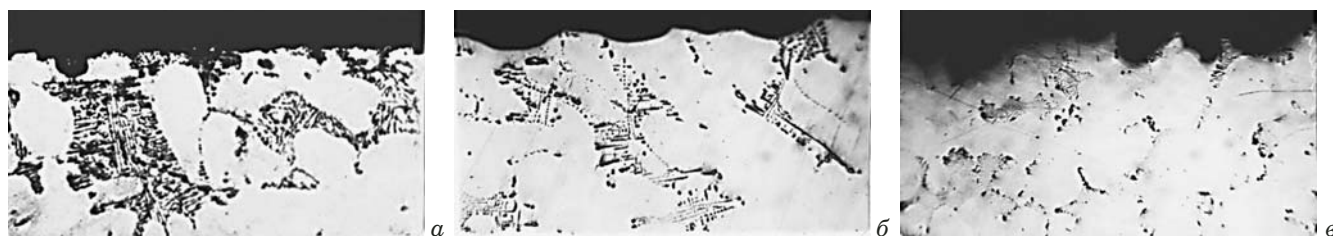


Рис. 5. Структура приповерхностного слоя отливки до (*a*) и после травления 20 (*b*) и 30 мин (*c*)

H_2O (дист.); 2) 16 % H_2SO_4 , 16 % HCl , 3 % CuSO_4 , 16 % H_2O , остальное — $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$.

На рис. 4 приведены структурные составляющие углеродсодержащего и безуглеродистого сплавов ЖС32 и ВЖМ4. Видно, что для монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов характерно дендритно-ячеистое строение.

Из-за различий химического состава упрочняющей γ' -фазы и матрицы сплава γ -фазы при травлении (химическом или анодном) γ' -фаза растворяется быстрее.

Увеличение времени травления приводит к росту величины растрва приповерхностного слоя (иногда до значений, превышающих допустимые) (рис. 5). Аналогичная картина наблюдается в процессе удаления стержня в расплаве бифторида калия, в результате которого образуется повышенная шероховатость поверхности (особенно при повторных циклах удаления) [21].

На рис. 6 представлена микроструктура края отливки из сплава ЖС32 с измененным после

термообработки поверхностным слоем. Установили, что в измененном приповерхностном слое (около 10 мкм) частицы упрочняющей γ' -фазы имеют другую (по сравнению с начальной) морфологию, также наблюдаются выделения пластинчатых фаз с повышенным содержанием вольфрама и рения.

Дальнейшие исследования шлифов лопаток показали, что в местах затрудненной усадки монокристаллического сплава в керамической оболочке при последующем нагреве присутствуют поверхностные рекристаллизованные зерна, как результат пластической деформации (рис. 7). Известно, что поверхностная рекристаллизация опасна перерастанием в объемную и разупрочнением жаропрочного сплава [10, 19, 20].

В исследуемом образце количество литейных пор в междендритной области около эвтектической γ' -фазы составляло до 0,05 %, что характерно для направленно закристаллизованного сплава в литом состоянии. После операции изостати-

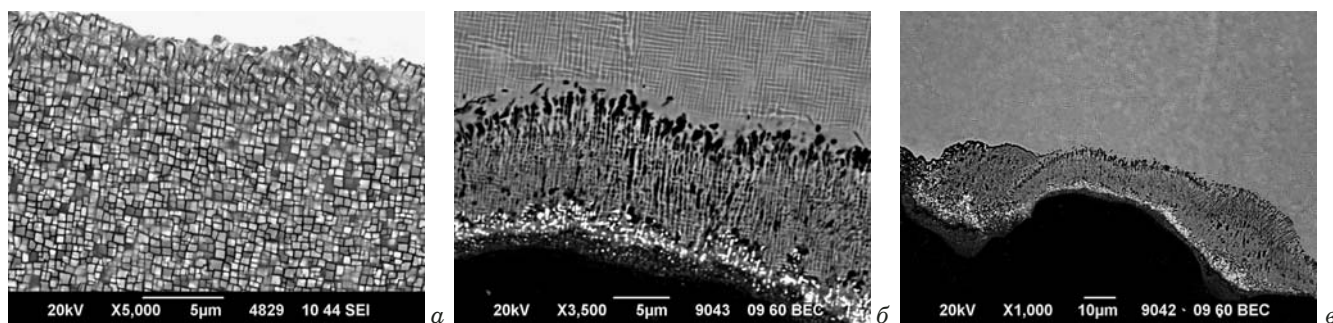


Рис. 6. Микроструктура края отливки из сплава ЖС32 с неизменным (а) и измененным после термообработки поверхностным слоем (б, в)

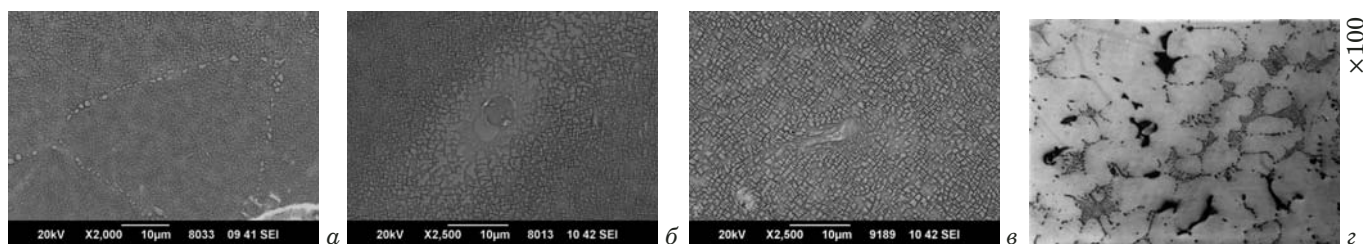


Рис. 7. Рекристаллизованные зерна вблизи поверхности монокристаллического образца из сплава ВЖМ4 (а), литейная пора в междендритной области (б), залеченная пора после ГИП (в) и структура микрорыхлоты на внешней стороне полки (г)

ческого прессования (ГИП) концентрация микропор уменьшилась до 0,01 %. При этом на внешней стороне полки и массивных замках из-за недостаточной подпитки междендритных областей сплава при кристаллизации зафиксировали появление микрорыхлоты.

Таким образом, проведенные исследования выявили ряд особенностей монокристаллической структуры отливок турбинных лопаток из жаропрочных никелевых углеродсодержащих и безуглеродистых сплавов при кристаллизации с кристаллографической ориентацией $\langle 001 \rangle$. Так, к поверхностной рекристаллизации более склонны образцы из безуглеродистых сплавов, имеющие повышенную блочность литой дендритной структуры. Изменения микроструктуры приповерхностной зоны углеродсодержащих сплавов, вероятно, связаны с диффузионным перераспределением легирующих элементов при воздействии высоких температур.

Отмечено появление микрорыхлоты в отливках как из углеродсодержащих, так и безуглеродистых сплавов в местах резкого изменения сечения, при кристаллизации расплава с вогнутым фронтом, при литье сплавов с широким интервалом кристаллизации. В качестве мер предупреждения этого дефекта можно предложить следующее: в конструкции блока предусмотреть дополнительные питатели; повысить температурный градиент на фронте роста монокристалла; обеспечить по возможности полное погружение ло-

патки в жидкометаллический охладитель при кристаллизации. Для устранения закрытой микрорыхлоты небольшого размера обычно достаточно операции ГИП.

Для контроля КГО монокристаллической структуры безуглеродистых сплавов в полке, замке или любых других отдельных областях поверхности, где выявлены субзерна, взамен определения КГО на стартовых конусах целесообразно применять неразрушающие рентгеноструктурные методы с использованием рентгеновского аппарата типа ПРДУ «КРОС» (определение КГО монокристалла производится с помощью специально разработанной программы в интерактивном режиме).

ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е. Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» / Авиационные материалы и технологии. 2015. № 1. С. 3 – 33.
2. Каблов Е. Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 г. / Авиационные материалы и технологии. 2012. № 5. С. 7 – 17.
3. Каблов Е. Н., Светлов И. Л., Петрушин Н. В. Никелевые жаропрочные сплавы для литья лопаток с направленной и монокристаллической структурой. Ч. I / Материаловедение. 1997. № 4. С. 32 – 39.
4. Walston S., Cetel A., MacKay R., O'Hara K., Duhl D., Dresfield R. Joint development of a fourth generation single crystal superalloy / Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society. 2004. P. 15 – 24.

5. **Harada H.** Development of Superalloys for 1700 °C ultra-efficient gas turbines / Proc. 9th Liege Conf. "Materials for Advanced Power Engineering 2010". — University of Liège (Belgium). 2010. P. 604 – 614.
6. **Каблов Е. Н., Петрушин Н. В., Светлов И. Л.** Компьютерное конструирование жаропрочного никелевого сплава IV поколения для монокристаллических лопаток газовых турбин / Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С. Т. Кишкина. — М.: Наука, 2006. С. 98 – 115.
7. **Каблов Е. Н., Петрушин Н. В., Елютин Е. С.** Монокристаллические жаропрочные сплавы для газотурбинных двигателей / Вестник МГТУ им. Н. Э. Баумана. Сер. «Машиностроение». 2011. № SP2. С. 38 – 52.
8. **Каблов Е. Н., Оспенникова О. Г., Петрушин Н. В., Висик Е. М.** Монокристаллический жаропрочный никелевый сплав нового поколения с низкой плотностью / Авиационные материалы и технологии. 2015. № 2(35). С. 14 – 25.
9. **Каблов Е. Н., Светлов И. Л., Петрушин Н. В.** Никелевые жаропрочные сплавы, легированные рутением / Авиационные материалы и технологии. 2004. № 1. С. 80 – 90.
10. **Петрушин Н. В., Оспенникова О. Г., Висик Е. М., Рассохина Л. И., Тимофеева О. Б.** Жаропрочные никелевые сплавы низкой плотности / Литейное производство. 2012. № 6. С. 5 – 11.
11. **Шарова Н. А., Тихомирова Е. А., Барабаш А. Л., Живушкин А. А., Брауэр В. Э.** К вопросу о выборе новых жаропрочных никелевых сплавов для перспективных авиационных ГТД / Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета. 2009. № 3(19). С. 249 – 255.
12. **Сидоров В. В., Ригин В. Е., Бурцев В. Т.** Особенности выплавки ренийсодержащих жаропрочных сплавов для литья монокристаллических лопаток ГТД / Авиационные материалы и технологии. 2004. № 1. С. 72 – 80.
13. **Каблов Е. Н.** Литейные лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технология, покрытия). — М.: МИСиС, 2006. — 632 с.
14. **Беккерт М., Клемм Х.** Справочник по металлографическому травлению. — М.: Металлургия, 1979. — 336 с.
15. **Герасимов В. В., Петрушин Н. В., Висик Е. М.** Усовершенствование состава и разработка технологии литья монокристаллических лопаток из жаропрочного интерметаллидного сплава / Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2015. № 3. Ст. 01. On-line: <http://www.viam-works.ru>.
16. **Висик Е. М., Тихомирова Е. А., Петрушин Н. В., Оспенникова О. Г., Герасимов В. В., Живушкин А. А.** Технологическое опробование нового жаропрочного сплава с низкой плотностью при литье турбинных рабочих монокристаллических лопаток / Металлург. 2017. № 2. С. 34 – 40.
17. **Каблов Е. Н., Герасимов В. В., Висик Е. М., Демонис И. М.** Роль направленной кристаллизации в ресурсосберегающей технологии производства деталей ГТД / Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2013. № 3. Ст. 01. On-line: <http://www.viam-works.ru>.
18. **Висик Е. М., Герасимов В. В.** Исследование влияния тепловых условий при направленной кристаллизации на параметры структуры интерметаллидного сплава ВКНА-4УМоно / Металлург. 2013. № 11. С. 99 – 104.
19. **Шалин Р. Е., Светлов И. Л., Качанов Е. Б., Толорая В. Н., Гаврилин О. С.** Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов. — М.: Машиностроение, 1997. — 336 с.
20. **Каблов Е. Н., Толорая В. Н.** ВИАМ — основоположник отечественной технологии литья монокристаллических турбинных лопаток ГТД и ГТУ / Авиационные материалы и технологии. 2012. № 5. С. 105 – 116.
21. **Kablov E. N.** Strategic directions of the development of materials and technologies for their processing for the period up to 2030 / Aviats. Mater. Tekhnol. 2012. N S. P. 7 – 17 [in Russian].
22. **Kablov E. N., Svetlov I. L., Petrushin N. V.** Nickel high-temperature alloys for casting blades with a directional and single-crystal structure. Part I / Materialovedenie. 1997. N 4. P. 32 – 39 [in Russian].
23. **Walston S., Cetel A., MacKay R., O'Hara K., Duhl D., Dreshfield R.** Joint development of a fourth generation single crystal superalloy / Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society. 2004. P. 15 – 24.
24. **Harada H.** Development of Superalloys for 1700 °C ultra-efficient gas turbines / Proc. 9th Liege Conf. "Materials for Advanced Power Engineering 2010". — University of Liège (Belgium), 2010. P. 604 – 614.
25. **Kablov E. N., Petrushin N. V., Svetlov I. L.** Computer Design of Heatproof Nickel Alloy IV Generation for Monocrystalline Blades of Gas Turbines / Foundry heat-resistant alloys. S. T. Kishkin effect. — Moscow: Nauka, 2006. P. 98 – 115 [in Russian].
26. **Kablov E. N., Petrushin N. V., Elyutin E. S.** Monocrystalline high-temperature alloys for gas turbine engines / Vestn. MGTU im. N. E. Bauman. Ser. Mashinostr. 2011. N SP2. P. 38 – 52 [in Russian].
27. **Kablov E. N., Oспенникова О. Г., Petrushin N. V., Visik E. M.** A new-generation low-density single-crystal, heat-resistant nickel alloy / Aviats. Mater. Tekhnol. 2015. N 2(35). P. 14 – 25 [in Russian].
28. **Kablov E. N., Svetlov I. L., Petrushin N. V.** Nickel high-temperature alloys doped with ruthenium / Aviats. Mater. Tekhnol. 2004. N 1. P. 80 – 90 [in Russian].
29. **Petrushin N. V., Oспенникова О. Г., Visik E. M., Rassokhina L. I., Timofeeva O. B.** High-temperature nickel alloys of low density / Litein. Proizv. 2012. N 6. P. 5 – 11 [in Russian].
30. **Sharova N. A., Tikhomirova E. A., Barabash A. L., Zhivushkin A. A., Brauer V. E.** On the choice of new high-temperature nickel alloys for advanced aircraft GTE / Vestn. Samar. Gos. Aërokosm. Univ. 2009. N 3(19). P. 249 – 255 [in Russian].
31. **Sidorov V. V., Rigin V. E., Burtsev V. T.** Peculiarities of melting rhenium-containing heat-resistant alloys for casting single-crystal GTE blades / Aviats. Mater. Tekhnol. 2004. N 1. P. 72 – 80 [in Russian].
32. **Kablov E. N.** Cast blades of gas turbine engines (alloys, technology, coatings). — Moscow: MISiS, 2006. — 632 p. [in Russian].
33. **Beckert M., Klemm H.** Handbook of Metallographic etching. — Moscow: Metallurgy, 1979. — 336 p.
34. **Gerasimov V. V., Petrushin N. V., Visik E. M.** Improvement of composition and development of technology for casting single-crystal blades from a high-temperature intermetallic alloy / Tr. VIAM: Elektron. Nauch.-Tekhn. Zh. 2015. N 3. Art. 01. On-line: <http://www.viam-works.ru> [in Russian].
35. **Visik E. M., Tikhomirova E. A., Petrushin N. V., Oспенникова О. Г., Gerasimov V. V., Zhivushkin A. A.** Technological testing of a new high-temperature alloy with low density during casting of turbine working single-crystal blades / Metallurg. 2017. N 2. P. 34 – 40 [in Russian].
36. **Kablov E. N., Gerasimov V. V., Visik E. M., Demonis I. M.** The Role of Directional Crystallization in Resource-Saving Technology for the Production of GTE Parts / Tr. VIAM: Elektron. Nauch.-Tekhn. Zh. 2013. N 3. Art. 01. On-line: <http://www.viam-works.ru> [in Russian].
37. **Visik E. M., Gerasimov V. V.** Investigation of the influence of thermal conditions on directional crystallization on the parameters of the structure of the intermetallic alloy VKNA-4UMono / Metallurg. 2013. N 11. P. 99 – 104 [in Russian].
38. **Shalin R. A., Svetlov I. L., Kachanov E. B., Toloraya V. N., Gavrilin O. S.** Single crystals of nickel refractory alloys. — Moscow: Mashinostroenie, 1997. — 336 p. [in Russian].
39. **Kablov E. N., Toloraya V. N.** VIAM-founder of the domestic casting technology for single-crystal turbine blades GTE and GTU / Aviats. Mater. Tekhnol. 2012. N S. P. 105 – 116 [in Russian].

REFERENCES

1. **Kablov E. N.** Innovative developments of FSUE "VIAM" of the SSC RF for the implementation of "Strategic Directions for the Development of Materials and Technologies for Their Processing until 2030" / Aviats. Mater. Tekhnol. 2015. N 1. P. 3 – 33 [in Russian].