

DOI: <https://doi.org/10.26896/1028-6861-2019-85-5-52-66>

ВЛИЯНИЕ КОНЦЕНТРАТОРОВ НАПРЯЖЕНИЙ НА КОНСТРУКТИВНУЮ ПРОЧНОСТЬ ЛИТЫХ ТУРБИННЫХ ЛОПАТОК АВИАЦИОННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ

© Анатолий Николаевич Петухов¹, Федор Дмитриевич Киселев²

¹ ЦИАМ им. П. И. Баранова, Россия, 111116, Москва, ул. Авиамоторная, 2.

² «ЦНИИ ВВС» Минобороны России, Россия, 141103, Московская обл., г. Щелково, ул. Аэродромная, д. 2, корп. 5;
e-mail: kiselev_fd@mail.ru

*Статья поступила 6 марта 2018 г. Поступила после доработки 15 июня 2018 г.
Принята к публикации 25 декабря 2018 г.*

При установлении причин разрушений турбинных лопаток важным этапом является оценка параметров качества изготовления лопаток, влияющих на их эксплуатационную работоспособность. Производственные дефекты, как правило, являются концентраторами напряжений. При этом под дефектами понимаются не только те, наличие которых не допускается техническими условиями на изготовление лопаток, но и разного рода выявленные концентраторы, способствующие разрушению лопаток в эксплуатации. Оценка качества лопаток предусматривает выявление и анализ дефектов, а также определение технологического этапа, на котором они образовались. Для охлаждаемых турбинных лопаток это литейный этап их изготовления. Исследования лопаток, разрушившихся в процессе наработки в эксплуатации, показывают, что несмотря на их контроль и отбраковку при изготовлении в материале турбинных лопаток, устанавливаемых на авиационные двигатели, присутствуют литейные дефекты. Показано, что выявленные литейные дефекты влияют на характеристики прочности турбинных лопаток и инициируют в них усталостные разрушения в процессе эксплуатации. Отмечены особенности характеристик качества монокристаллических турбинных лопаток, влияющие на их работоспособность, отмечены дефекты, способствующие их разрушению в эксплуатации. Показана необходимость совершенствования нормирования и контроля качества при проектировании и производстве лопаток.

Ключевые слова: литые турбинные лопатки авиационных ГТД; нормирование и контроль качества лопаток; концентраторы напряжений; производственные (технологические) дефекты; анизотропия свойств материала монокристаллических лопаток.

THE IMPACT OF STRESS CONCENTRATORS ON THE STRUCTURAL STRENGTH OF CAST TURBINE BLADES OF AIRCRAFT ENGINES

© Anatoly N. Petukhov¹, Fedor D. Kiselev²

¹ P. I. Baranov CIAM, ul. Aviamotornaya, d. 3, Moscow, 111116, Russia.

² FSBE "AFCR" MDRF, ul. Aerodromnaya, d. 2, korp. 5, Shchelkovo, Moskovskaya oblast', 141103, Russia;
e-mail: kiselev_fd@mail.ru

Received March 6, 2018. Revised June 15, 2018. Accepted December 25, 2018.

Assessing of the quality parameters of the blade manufacture, which can affect their operational performance, is an important step in determining the causes of turbine blade destruction. Manufacturing defects, despite their great diversity, tend to be stress concentrators. Apart from the defects listed in the specifications to be avoided upon blade manufacturing, we mean also various kinds of defects identified as concentrators that contribute to the destruction of the blades in operation. Assessment of the blade quality suggests identification and analysis of the defects, as well as determination of the technological stage at which they have been formed. For cooled turbine blades this is the foundry stage of their manufacture. Studies of the blades damaged in operation, revealed that despite the control and rejection of blades in the manufacture, the materials of the turbine blades installed on aircraft engines, contain casting defects. The revealed casting defects are shown to affect the strength characteristics and durability of turbine blades and contribute to their destruction through fatigue fracture in operation. The special features of the quality characteristics of the single-crystal turbine blades, affecting their performance, and defects that contribute to their destruction in operation are highlighted. The necessity of improving the valuation, standardization and quality control both at the stages of design and manufacture of blades is shown.

Keywords: cast turbine blades of gas turbine engines; standardization and quality control of the blades; stress concentrators; industrial (technological) defects; anisotropy of the material properties of single-crystal blades.

Введение

Для установления причин эксплуатационных разрушений турбинных лопаток необходима оценка качества их изготовления. В ГОСТ 15467–79 (СЭВ 3519–81) дано определение дефекта: «это каждое отдельное несоответствие продукции требованиям нормативной документации, приведшее к нарушению регламентированных физико-механических, конструктивных, эксплуатационных и других свойств объекта».

Конструктивно-производственные дефекты, как правило, являются концентраторами напряжений. В частности, в качестве концентратора напряжений рассматривают резкое изменение размеров поперечного сечения образца или детали, что вызывает эффект концентрации напряжений первого рода. В сложных многофазных сплавах концентраторами напряжений являются дефекты структуры материала (микропоры, разнотерность, выделения вторичных фаз и т.д.) и искажения кристаллического строения внутри зерна (линии скольжения, дислокации, вакансии, дефекты упаковки), которые вызывают концентрацию напряжений второго и третьего рода [1, 2]. Под дефектами в данном случае понимают не только те, наличие которых не допускается техническими условиями на изготовление лопаток, но и разного рода факторы, отрицательно влияющие на конструктивную прочность лопаток, концентраторы напряжений, инициирующие разрушение лопаток в эксплуатации.

Концентрация напряжений — явление локального повышения напряжений, обусловленное резким изменением поперечного сечения детали, наличием макро- и микродефектов структуры материала и различием физико-механических свойств его фазовых составляющих. Важной характеристикой концентратора (трещиноподобного дефекта) является его способность формировать свою собственную зону пластической деформации.

Исследование лопаток предусматривает выявление и анализ дефектов, а также технологического этапа, на котором образовались дефекты. Для охлаждаемых турбинных лопаток представляет интерес литейный этап их изготовления.

Для изготовления отливок турбинных лопаток авиационных ГТД используют технологии литья поликристаллической равноосной структуры, направленной кристаллизации и монокристаллизации.

Для обеспечения качества турбинных лопаток обязательным этапом является входной контроль характеристик заготовок жаропрочных сплавов, поставляемых для производства отливок лопаток по нормам соответствующих технических условий. Еще более важен выходной

контроль качества отливок в соответствии с техническими условиями, например, для монокристаллических лопаток (ТУ 1-668-0012-200).

Приведем основные технологические операции по изготовлению отливок турбинных лопаток: а) изготовление литейных полуформ; б) изготовление стержней; в) сборка формы с постановкой стержней и подготовка ее к заливке; г) заливка форм расплавленным металлом; д) затвердевание и охлаждение отливок; е) выбивка отливок из форм и стержней из отливок; ж) отделение литниковой системы от отливок, их очистка и зачистка; и) термообработка отливок; к) контроль качества отливок. Сводка брака по литейному участку одного из машиностроительных предприятий, использующему установки УВНК-8П и УППФ-3М, представлена в табл. 1. Проведено ранжирование дефектов (из общего числа определяемых) по числу забракованных отливок лопаток по каждому дефекту.

Видно, что в наибольшей мере отбраковываются следующие дефекты:

- 1) сор — формовочный материал, внедрившийся в поверхностные слои отливки;
- 2) выход стержня — залитые металлом отверстия или полости в отливке из-за выхода стержня;

Таблица 1. Ранжирование вида дефектов по числу отбракованных лопаток

Номер дефекта	Вид дефекта	Количество дефектов	Процент брака
18	Несоответствие структуры	1223	41,08
1	Сор	890	29,90
2	Выход стержня	269	9,04
4	Горячая трещина	169	5,68
13	Изменение размеров	117	3,93
14	Разностенность	85	2,86
17	Залив	54	1,81
10	Недолив	41	1,38
16	Коробление	21	0,71
6	Рыхлота	19	0,64
9	Усадочная раковина	19	0,64
8	Королек	17	0,57
11	Пригар	14	0,47
12	Механическое повреждение	14	0,47
15	Спай	10	0,34
3	Модельная трещина	4	0,13
5	Механическое повреждение	4	0,13
20	Зарез	3	0,10
7	Плена	2	0,07
19	Холодная трещина	2	0,07

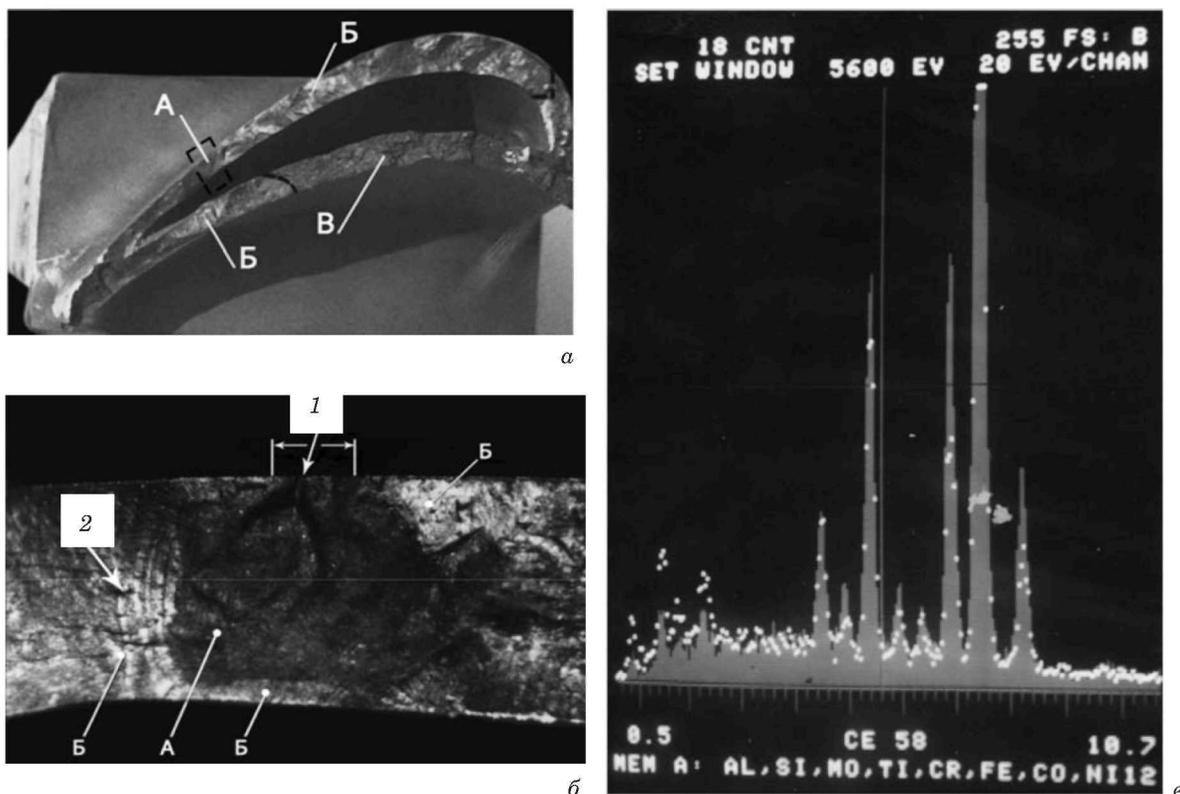


Рис. 1. Поверхность излома (*а*, $\times 1,8$), участок поверхности излома (*б*, $\times 18$) и микроспектрограмма (*в*) с поверхности излома в зоне металлургического дефекта — места начала усталостного разрушения турбинной лопатки из сплава ВЖЛ12У: А — дефект металлургического происхождения (пленка); стрелкой 1 (*б*) показан выход пленки на поверхность ($\sim 0,8$ мм) спинки пера лопатки, стрелкой 2 — усталостные линии; Б — зона усталостного развития трещины; В — зона долома; точечная спектрограмма (*в*) снята в зоне металлургического дефекта, сплошной спектр — вдали от металлургического дефекта (крайние левые пики спектра указывают на повышенное содержание алюминия и кремния в зоне металлургического дефекта)

4) горячая трещина — разрыв или надрыв тела отливки усадочного происхождения, возникший в интервале температур затвердевания;

13) изменение размеров — несоответствие размеров отливки требованиям нормативной документации;

18) несоответствие структуры — ликвации по химическим элементам (легирующим элементам и примесям) или местные скопления соединений в теле отливки, возникшие в результате избирательной кристаллизации при затвердевании.

Экспериментальные исследования и их обсуждение

Исследования качества турбинных лопаток при ремонте и в эксплуатации показывают, что несмотря на их контроль и отбраковку при изготовлении в материале турбинных лопаток, устанавливаемых на авиационные двигатели, выявляются литейные дефекты.

В работе проведены исследования эксплуатационных разрушений литых турбинных лопаток авиационных ГТД в целях определения характе-

ра разрушения, проверки качества материала и установления причин разрушения. Проверку качества литья, сплошности материала, определение характера литейных дефектов, расположения их относительно очага усталостного разрушения лопатки, выявление концентраторов, дефектов как факторов, способствующих разрушению, проводили с использованием неразрушающего контроля, оптической и электронной фрактографии, металлографии, спектрального и микрорентгеноспектрального анализа. Качество структуры материала лопаток определяли контролем ее однородности, идентификацией структурных составляющих, их морфологии и количественного состава. Кроме того, измеряли геометрические размеры элементов внешней и внутренней формы лопатки, характеристики механических свойств материала.

В результате выявлены концентраторы напряжений, литейные дефекты охлаждаемых турбинных лопаток авиационных ГТД, снизившие характеристики конструктивной прочности лопаток, инициировавшие зарождение усталостных

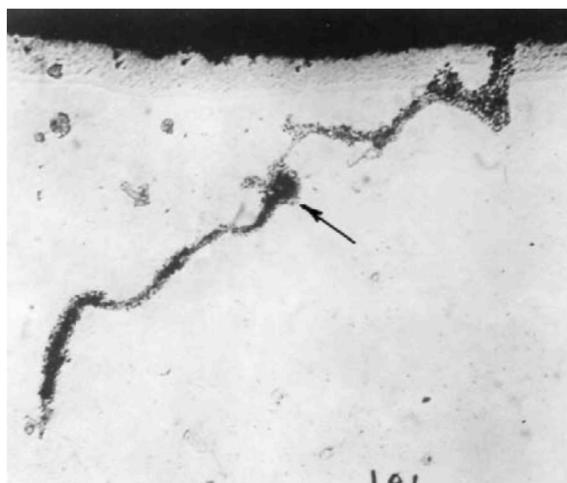
а, $\times 340$ б, $\times 200$

Рис. 2. Металлургические (литейные) дефекты (указаны стрелками) на нетравленых шлифах — окисные пленки, выходящие на поверхность выкружки на выходной кромке (а) и поверхность спинки (б) турбинной лопатки из сплава ВЖЛ12У

а, $\times 115$ б, $\times 200$

Рис. 3. Металлургические (литейные) дефекты на травленых шлифах — окисные пленки (раковины) в материале турбинных лопаток из сплавов ВЖЛ12У (а) и ЖС6У (б)

трещин, способствовавшие разрушению лопаток в эксплуатации.

Исследовали охлаждаемые лопатки турбин авиационных ГТД третьего поколения. На разрушившихся в эксплуатации небандажированных турбинных лопатках из сплава ВЖЛ12У равноосной кристаллизации выявлены литейные дефекты в виде окисных плен и раковин

(рис. 1–3), образующиеся за счет попадания в расплавленный металл оксидов легкоокисляющихся легирующих элементов основного материала, отслоений литейной формы или других засоров. Признаками пленки в изломе является почти аморфное строение поверхности (с отсутствием элементов разрушения, свойственных металлам), имеющей, как правило, черный цвет.

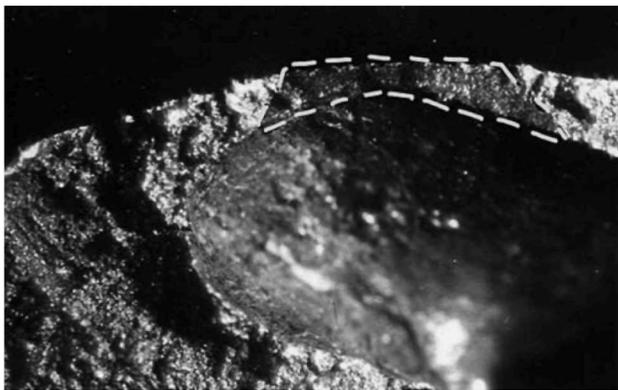


Рис. 4. Поверхность раскрытой усталостной трещины (обведена пунктиром) вблизи входной кромки со стороны спинки охлаждаемой турбинной лопатки из сплава ВЖЛ12У (усталостная трещина образовалась в зоне литейного утонения стенки пера лопатки)

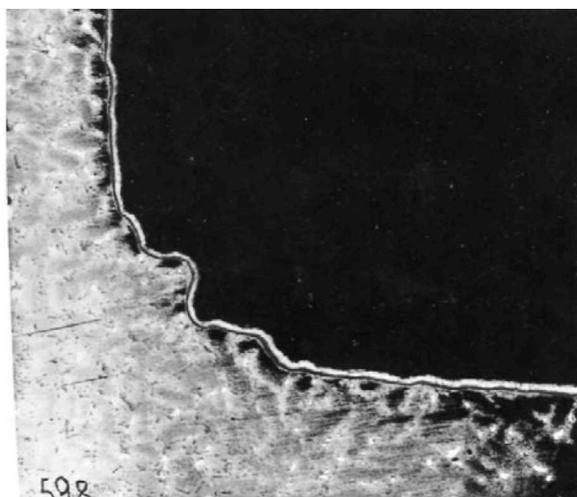
Характерные детали микрорельефа в зоне плен и раковин — микрорыхлоты и окислы. О метал-

лургических дефектах в виде плен и раковин можно судить по наличию повышенного содержания алюминия и кремния в их полостях (см. рис. 1, в). В ряде случаев имеет место явно выраженное обеднение легирующими элементами матрицы сплава вблизи полостей дефектов (см. рис. 3).

Обнаружены также литейные дефекты в виде утонений стенок (рис. 4), неровностей радиусов скругления отдельных конструктивных элементов лопаток (рис. 5, а, б), наличия поднутрений (рис. 5, в). Эти дефекты связаны с недостатками геометрии литейной формы (стержня) или со смещением стержня при заливке.

Факторами, способствующими разрушению в эксплуатации бандажированных турбинных лопаток из сплава ЖС6У, являлись:

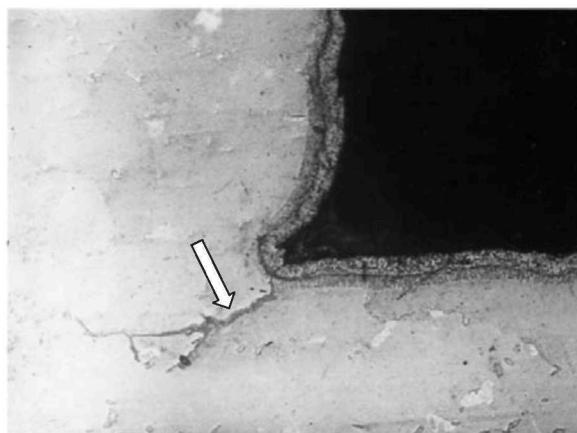
некачественное изготовление, выразившееся в наличии литейных дефектов в виде окисных плен, раковин (см. рис. 3, б) усадочного происхождения и утонений стенок;



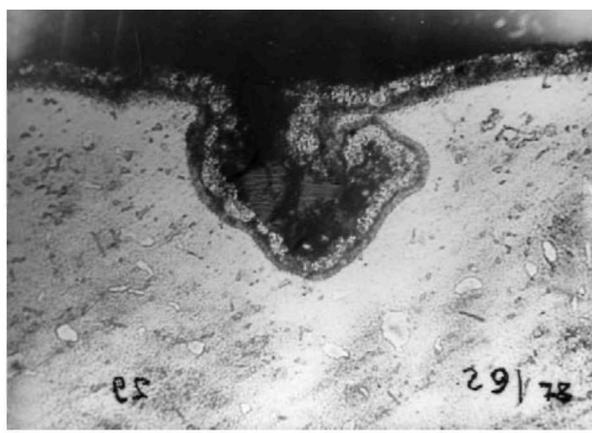
а, ×50



б, ×50



в, ×200



г, ×500

Рис. 5. Литейные дефекты типа неровностей (а, б), отсутствие радиуса скругления (б) и поднутрение (в) у ребер радиатора на внутренней и внешней (г) поверхностях входной кромки охлаждаемых турбинных лопаток из сплава ВЖЛ12У: стрелкой (в) указана усталостная трещина, развившаяся от литейного дефекта в виде поднутрения

наличие конструктивно-производственных недостатков, создающих повышенную концентрацию напряжений в зоне начала разрушения, в виде неровностей, малых радиусов скругления выходных кромок и местного утонения стенок лопаток в зонах начала и окончания щели для выхода охлаждающего воздуха, а также литейных поднутрений и отсутствия радиусов перехода во внутренней полости лопаток в местах перехода вертикального ребра в тело корыта и спинки лопатки (рис. 6, б).

В ряде случаев в очагах раскрытых усталостных трещин выявлялась литейная пористость, характеризуемая как концентратор напряжений второго рода, инициировавший зарождение усталостной трещины (рис. 7).

Усадочная и газовая пористость материала формируется и при литье монокристаллических турбинных лопаток из сплавов ЖС32, ЖС36 [3]. Количество пористости зависит от технологии литья — параметров кристаллизации [4]. Газовая пористость выявляется в очагах усталостных разрушений турбинных лопаток как фактор, способствующий разрушению.

Следует отметить, что литые лопатки поликристаллической равноосной кристаллизации характеризуются большой неоднородностью размеров зерна (рис. 8).

Так, при литье по серийной технологии турбинной лопатки из сплава ВЖЛ12У разноразмерность зерен — концентратор напряжений второго рода (см. рис. 8, б). В зоне расположения указанного концентратора (40 мм от основания хвостовика) произошло более 50 % эксплуатационных разрушений лопаток данной модификации, хотя при исследовании установлено, что факторами, инициировавшими зарождение усталостных трещин, являлись литейные дефекты —

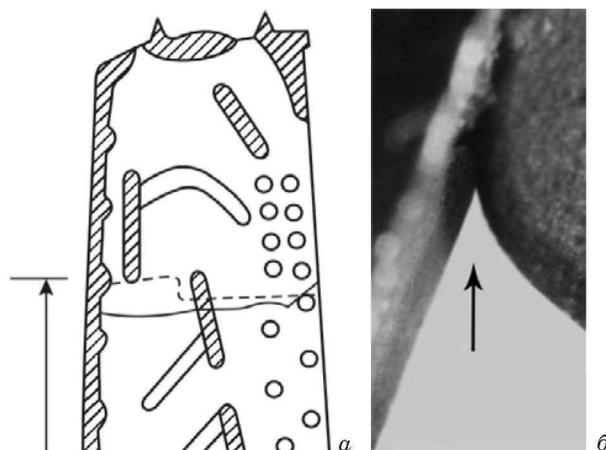
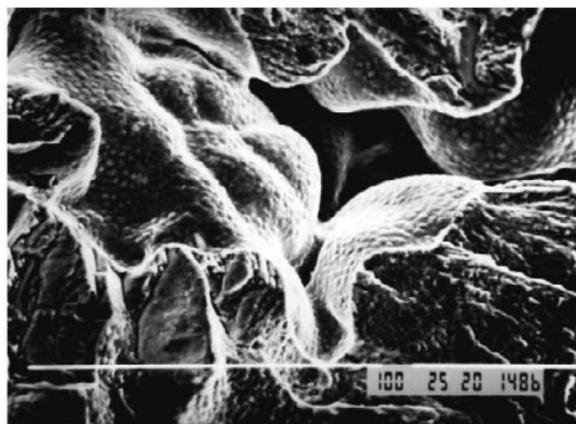


Рис. 6. Эскиз внутренней полости (а) и вид места перехода верхнего ребра к внутренней поверхности спинки (б, $\times 18$) рабочей турбинной лопатки из сплава ЖС6У; стрелкой (б) указан литейный дефект в виде подреза внутреннего ребра жесткости (соответствует месту расположения очага усталостного разрушения лопатки)

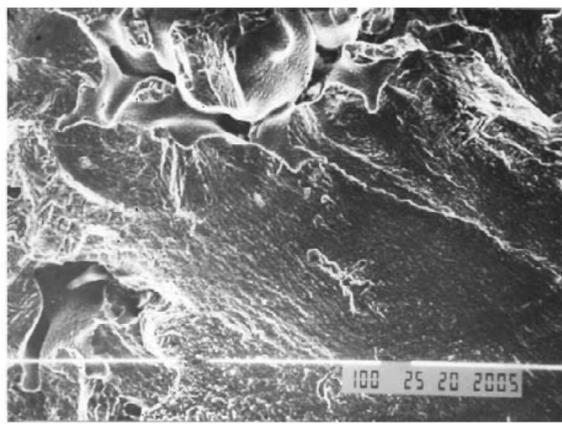
концентраторы напряжений первого рода во внутренней полости лопаток (см. рис. 5, б, в).

В материале турбинных лопаток при поликристаллической равноосной кристаллизации выявляются дендритная ячеистость (рис. 9, а), по-разному ориентированная в каждом зерне, и ликвационная неоднородность (рис. 9, б).

Исследования эксплуатационных повреждений (разрушений) лопаток показывают, что дефекты литейного происхождения как факторы, способствующие разрушению, выявляются и на охлаждаемых турбинных лопатках из сплавов ЖС26, ЖС32 авиационных двигателей четвертого поколения. Разрушения при этом происходят по усталостному механизму, например, от перфорационных каналов. В очагах усталостного разрушения так же, как и на турбинных лопатках авиадвигателей третьего поколения, выявляются



а, $\times 750$



б, $\times 350$

Рис. 7. Литейная пористость в очагах раскрытых усталостных трещин на рабочих лопатках из сплавов ВЖЛ12У (а) и ЖС6К (б)

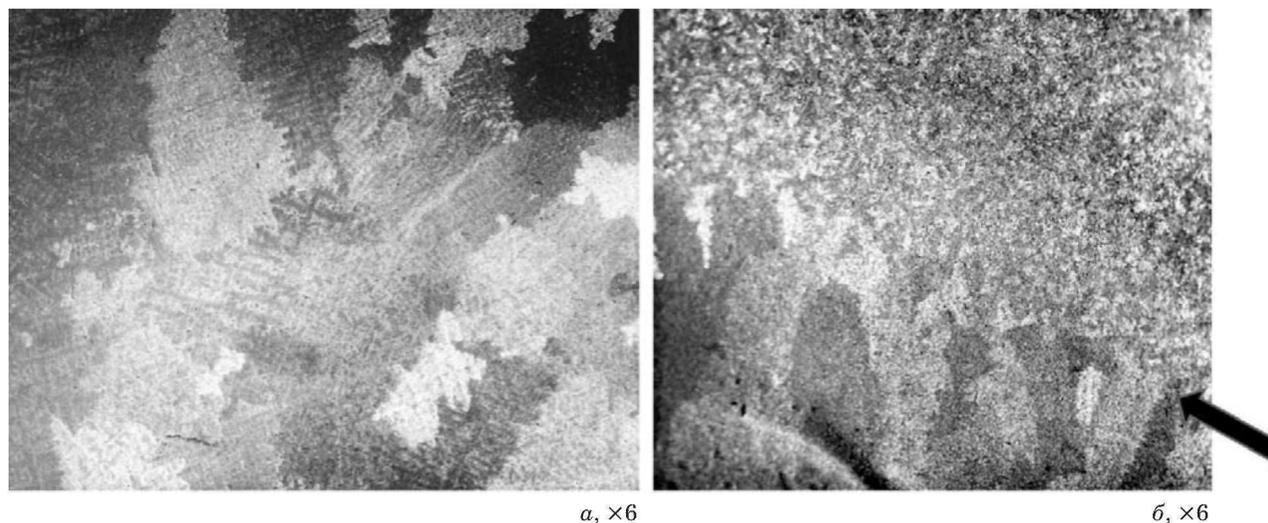


Рис. 8. Макроструктура материала турбинной лопатки из сплава ВЖЛ12У, отлитой по серийной технологии в хвостовике (*а*) и в зоне пера на расстоянии 40 мм от основания хвостовика (*б*): стрелкой указана граница разноразмерности зерен, сформировавшихся при литье (поликристаллическая равноосная кристаллизация) в прикомлевой зоне пера

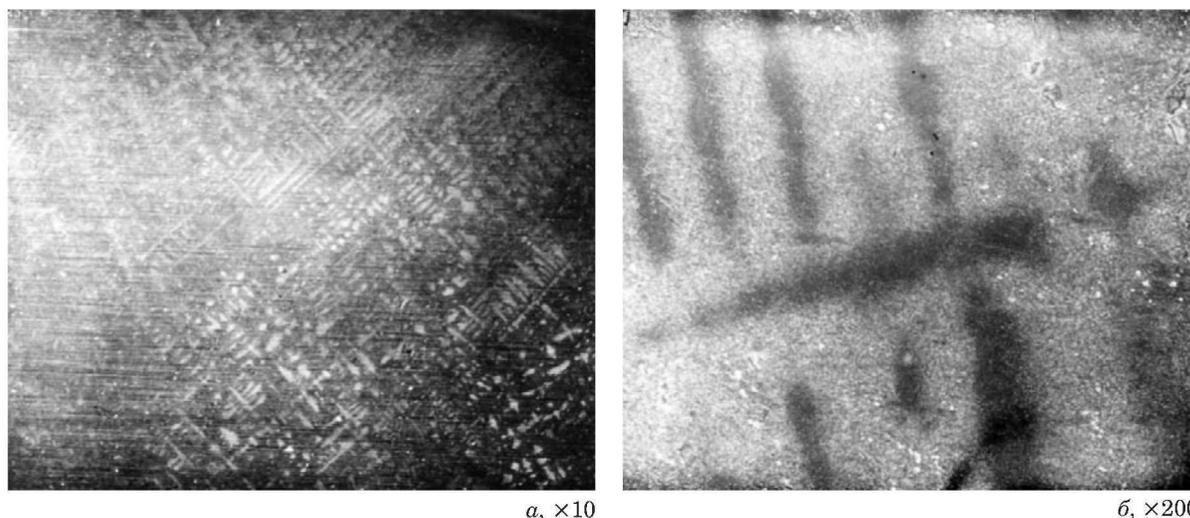


Рис. 9. Дендритная ячеистость (*а*) и ликвационная неоднородность (*б*) в зерне материала лопатки из сплава ВЖЛ12У (с поликристаллической равноосной кристаллизацией)

утолщения стенки конструктивных элементов лопаток, литейные несплошности материала, кристаллизационные поры.

При анализе факторов, влияющих на надежность и ресурс турбинных лопаток направленной кристаллизации (НК) необходимо учитывать, что в зависимости от особенностей применяемой технологии отливки турбинных лопаток с НК могут состоять из множества столбчатых зерен с поперечным размером до 2 – 5 мм, из нескольких (обычно трех – пяти) крупных столбчатых зерен произвольной кристаллографической ориентации (КГО), а также иметь монокристаллическую структуру заданной КГО.

Необходимо учитывать, что морфология дендритных ячеек и расстояние между первичными дендритами зависят от скорости охлаждения при затвердевании.

По технологии НК, используемой на отечественных серийных установках (производительностью 10 – 12 отливок турбинных лопаток в час) типа ПМК-2, формирование структуры проходит при скорости роста зерен ~3 мм/мин. При этом во многих случаях на отливках лопаток из сплавов ЖС6Ф, ЖС30 наблюдаются дефекты в виде полос струйчатой ликвации [5].

В отечественной установке УВНК-8П охлаждение блоков литейных форм осуществляется погружением их в расплав алюминия, находяще-

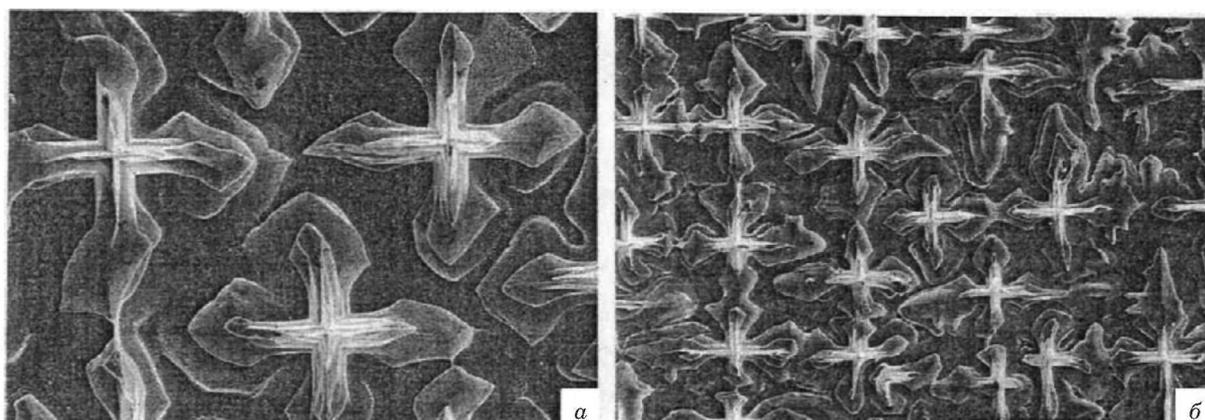


Рис. 10. Дендритная структура (а, б, $\times 50$) монокристаллов [001], полученных в печах ПМП-2 (а) и УВНК-8П (б)

гося в специальной емкости (кристаллизаторе), расположенной под нижним срезом двухзонного нагревателя. Повышение интенсивности теплоотвода позволяет повысить скорость роста зерен до 10 мм/мин. В связи с этим процесс направленной кристаллизации называют высокоскоростным (ВНК). Из-за повышения скорости роста зерен достигается высокая производительность процесса (12 – 18 лопаток за одну плавку).

За счет увеличения скорости охлаждения в процессе ВНК происходит уменьшение размеров структурных составляющих материала, дендритной ячейки λ (расстояния между осями дендритов): для низкоградиентных установок ПМК-2 значение $\lambda_{[001]} = 450 - 500$ мкм; для установок типа УВНК-8П величина $\lambda_{[001]} = 250 - 300$ мкм.

В установке УВНК-8П с охладителем в виде жидкого алюминия удается достичь скорости охлаждения 70 – 160 °С/мин при температурном градиенте на фронте роста 80 – 100 °С/см. В таких условиях формируются отливки с небольшим (20 – 40 мкм) и одинаковым междендритным расстоянием по высоте отливки.

На рис. 10 приведена дендритная структура монокристаллов ориентации [001], полученных в печах ПМП-2 и УВНК-8П.

Необходимо учитывать, что монокристаллические отливки турбинных лопаток не идеальный кристаллический объект, имеющий во всем объеме единую кристаллическую структуру с трехмерным периодическим расположением атомов. Материал монокристаллических лопаток из жаропрочных сплавов на никелевой основе обладает сложной многоуровневой структурой с кристаллографически ориентированным ростовым неоднородным дендритно-ячеистым строением с присущей ему ликвацией по химическому составу между осью дендрита и межосным пространством (рис. 11), макро- и микроструктурой, характеризующейся дисперсностью и морфологией,

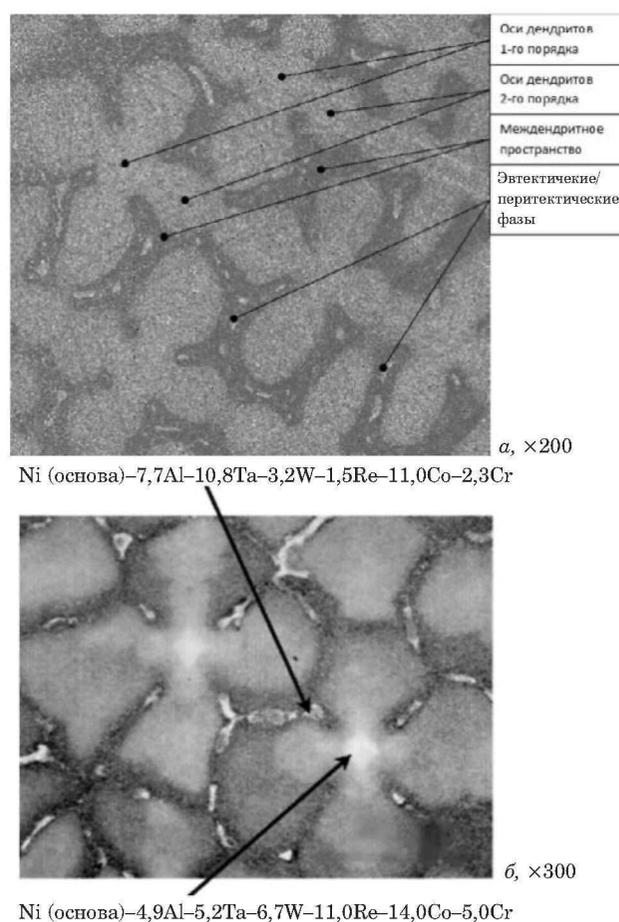


Рис. 11. Дендритно-ячеистая структура материала отливки монокристаллической турбинной лопатки из ЖНС состава: Ni (основа)-5,7Al-4,0Cr-11,5Co-5,0Re-6,0Ta-5,0W % вес.: стрелками указаны химические составы междендритных и осевых зон дендрита

гетерофазностью γ/γ' -составляющих структуры материала.

Иерархия структуры, наличие макро- и микронапряжений, разности периодов кристаллических решеток (мисфит) на когерентных границах

γ - и γ' -фаз определяют сложное многоуровневое НДС монокристалла. Дендритное строение материала монокристаллических лопаток характеризуется блочной структурой трех уровней [6 – 8]:

колониями дендритов близкой кристаллографической ориентации размером до нескольких миллиметров; разориентация между соседними колониями может достигать нескольких градусов;

столбчатыми дендритными блоками диаметром около 300 мкм; разориентация между соседними дендритными блоками, как правило, не превышает одного градуса;

внутридендритными блоками размером примерно от 10 до 100 мкм; разориентация между этими блоками не превышает нескольких десятых долей градуса.

Дендритная ячейка состоит из двух составляющих — осей дендрита (первого и второго порядков) и междендритного пространства. Как известно, повышающие температуру солидус сплава легирующие элементы (в первую очередь W, Mo, Re) кристаллизуются вначале, обогащая дендритные оси; соответственно, междендритные области будут обеднены данными элементами.

Таким образом, возникает эффект различного химического состава в разных частях затвердевшего сплава, называемый ликвацией. Вследствие дендритной ликвации легирующих элементов в процессе роста монокристалла в пределах дендритной ячейки наблюдается химическая неоднородность. Легирующие элементы, повышающие солидус, обогащают оси дендритов, понижающие — обогащают междендритные пространства.

Данный эффект хорошо виден на рис. 11: чем светлее пиксель изображения, тем больше атомная масса соответствующих химических элементов в данной точке, светлые области в виде «мальтийских крестов» — оси дендритов первого и второго порядков — обогащены более тугоплавкими элементами (W, Mo, Re и др.), а темные

области — междендритное пространство — обеднены указанными элементами. На рис. 11, б повышенные уровни Ta соответствуют междендритным зонам. Осевые зоны дендрита содержат повышенные уровни Re.

Отечественная технология получения монокристалльных отливок [5, 7] основана на использовании затравок (бинарный сплав никеля с вольфрамом) с температурой плавления на 120 – 150 °С выше, чем температура ликвидус жаропрочного сплава отливки. Затравочный метод позволяет получать отливки любой заданной ориентации — как аксиальной, так и азимутальной. Важным при этом является контроль КГО как самих затравок, так и получаемых монокристаллов. Контроль КГО осуществляется металлографически и рентгеноструктурным методом.

Анализ серийной технологии монокристаллического литья в печах УВНК-8П с применением никелево-вольфрамовых затравок показывает, что наряду с лопатками достаточно высокой для дендритно-ячеистой структуры степени совершенства ($\Delta\alpha_{[001]} = 1,0 - 1,5^\circ$) встречаются лопатки с расширенным рентгеноструктурным рефлексом, состоящим из нескольких пиков. Наличие «сложных» рефлексов указывает на присутствие в отливке фрагментов, блоков или субзерен, сравнимых по размеру с размерами самой отливки. Величина кристаллографической разориентировки в таких монокристаллах достигает 3 – 5°.

Кроме того, при литье монокристаллических лопаток в их материале формируется усадочная и газовая пористость [3, 4], газовые поры выявляются как в самом материале монокристаллических лопаток из сплавов ЖС32, ЖС36, так и на ее наружной и внутренней поверхностях (в зоне охлаждающих каналов). Это требует учета влияния пористости при оценке эксплуатационной работоспособности турбинных лопаток, нормирования пористости материала в качестве характеристики качества при проектировании и производстве литых лопаток турбин авиационных ГТД.

Количество (объемная доля) и размер пор в монокристалльных отливках сплава ЖС32 зависят [4] от скорости кристаллизации и температурного градиента (табл. 2).

При оценке структурного совершенства монокристаллических лопаток необходимо учитывать, что к разным ее частям, характеризующимся различными термомеханическими условиями нагружения, предъявляются неодинаковые требования. Согласно ТУ макроструктура лопаток должна быть монокристалльной по перу, а в хвостовике и полке лопатки (из углеродистых жаропрочных сплавов) допускается наличие нескольких кристаллов с направленной ориентирован-

Таблица 2. Объемная доля и размер пор в образцах из сплава ЖС32 [4]

Номер образца	Объемная доля пор, %	Максимальный размер (длина) пор, мкм	Средний диаметр пор, мкм
1	0,124	69,4	15,61 ± 0,94
2	0,036	33,5	10,12 ± 0,63
3	0,011	21,6	5,36 ± 0,56

Примечание. Монокристалльные заготовки для образцов получали при скорости кристаллизации 5 мм/мин и различных температурных градиентах: для образцов 1 – 3 при 20, 100, 200 °С/см; кристаллографическая ось заготовок соответствовала ориентации <001>.

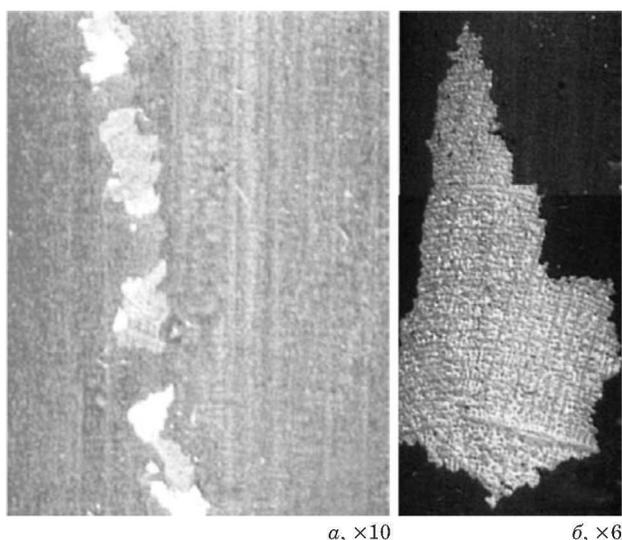


Рис. 12. Макроскопические дефекты на поверхности монокристаллических отливок турбинных лопаток в виде цепочек равноосных зерен — freckles (а) различной кристаллографической ориентации и одного разориентированного зерна (б) [9]

ной структурой, равноосные зерна любого размера не допускаются.

На поверхности монокристаллических лопаток выявляются следующие дефекты [8 – 10]: разориентированные зерна, лучеобразные зерна, струйная ликвация — цепочки равноосных зерен — freckles (рис. 12), полосчатость, микро-равноосные зерна в междендритных пространствах, рекристаллизованные зерна, большеугловые и малоугловые границы дендритных осей (рис. 13). Наличие большеугловых границ зерен оказывает отрицательное влияние на прочностные характеристики материала и вызывает необходимость отбраковки лопаток.

Особо жесткие требования по этому параметру качества предъявляются к лопаткам, закристаллизованным из сплавов с низким содержанием углерода, где прочность большеугловых границ низкая. Так, разрушения образцов из сплава CMSX-4 в процессе высокотемпературной ползучести при температуре 1100 °С и напряжении 90 МПа происходили по большеугловой границе. При данных условиях испытаний долговечность монокристаллов ориентации [001] сплава CMSX-4 составляет около 2000 ч, что сравнимо с эксплуатационным ресурсом ГТД военного применения. Разрушение же образцов, имеющих большеугловые границы в материале рабочей части, происходило после 125 ч испытания, т.е. в 16 раз быстрее [11].

Серьезным дефектом монокристалльных отливок турбинных лопаток из безуглеродистых жаропрочных сплавов является полосчатость. Наличие в структуре монокристалла полосчатости с

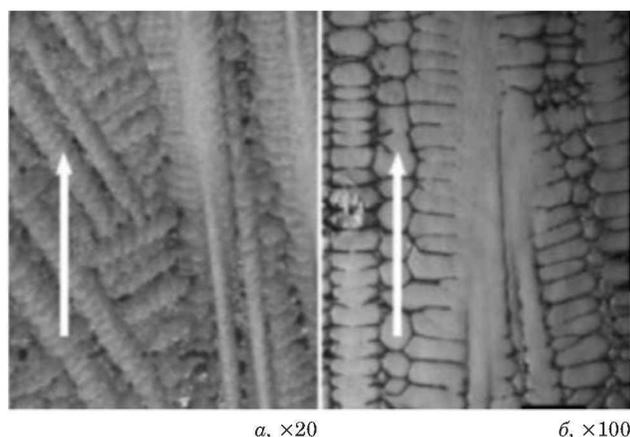


Рис. 13. Формирование вторичной ветви дендрита при кристаллизации сплава CMSX-4 в случае расходящейся (а) и сходящейся (б) границы разориентровки осей дендрита [10] (стрелками указано направление движения фронта кристаллизации)

разориентацией на уровне $\Delta\alpha = 5 - 6^\circ$ снижает долговечность образцов монокристаллов сплава ВЖМ5 [001] при $T = 1000^\circ\text{C}$ и напряжении 280 МПа с 90 – 100 ч до 20 – 40 ч. Аналогичная зависимость наблюдается и для монокристаллов ЖСЗ6 ориентации [001]. В отдельных случаях долговечность падает до нуля (образцы разрушаются при нагружении) [12].

Отбраковывают также литейные трещины, включения, поверхностные «пригары» и выходящие на поверхность пористость, крупные карбидные включения. Тщательному контролю и нормированию подлежит кристаллизационная пористость монокристаллических лопаток, которая, как нередко выявлялось на поликристаллических лопатках (см. рис. 7), способна инициировать усталостное разрушение.

Необходимо отметить, что материал монокристаллических лопаток из жаропрочных никелевых сплавов, кристаллизующихся по существующей промышленной технологии направленной кристаллизации с температурным градиентом 10 – 40 °С/см характеризуется крупной дендритной структурой с расстоянием между осями дендритов первого порядка 400 – 800 мкм и развитыми осями второго порядка. При затвердевании с пониженным температурным градиентом материал монокристаллических лопаток склонен к образованию пор в междендритных пространствах, что требует нормирования и технологического контроля количества и размеров пор.

На лопатках, признанных годными по признаку монокристалльности и не отбракованным по иным приведенным ранее критериям, проводят контроль кристаллографической ориентации. Контроль аксиальной ориентации осуществляют на конусах-стартерах, отрезанных от лопаток,

при этом плоскость поперечного реза должна быть строго перпендикулярна оси лопатки. Годной по аксиальной ориентации считается лопатка, в которой отклонение требуемого аксиального кристаллографического направления от оси лопатки не превышает предельно допустимого значения, обычно 10° .

Ориентацию контролируют двумя методами: металлографическим — по следам травления, выявляющим дендритную структуру, и рентгеноструктурным.

Таким образом, качество монокристалльных лопаток является важным критерием, определяющим их конструкционную прочность. Уже стечение контроля в технологической цепи производства приводит к снижению выхода годных лопаток и к их удорожанию, а занижение требований к качеству может привести к катастрофическим последствиям в эксплуатации из-за разрушения лопаток. Поэтому важны обоснованность и оптимальность контроля. Например, предъявляются требования к субструктуре монокристаллических отливок по разориентации смежных кристаллитов. В зависимости от модификации лопаток и условий эксплуатации допустимую разориентировку определяют углами $3 - 5^\circ$.

Исследования кристаллического строения монокристалла жаропрочного никелевого сплава показывают, что объем монокристалла разделен субграницами нескольких уровней на несколько крупных блоков (с углами разориентировки в несколько градусов), каждый из которых разделен на более мелкие блоки с углами разориентировки менее одного градуса, а они, в свою очередь, на еще более мелкие. Понятие «разориентировка субзерен» используется в качестве браковочного признака в производстве монокристаллических турбинных лопаток, которые выращиваются направленной кристаллизацией с использованием затравочного монокристалла.

Конус, который отрезают от литевой части по плоскости, перпендикулярной оси лопатки, является представительной пробой лопатки. Однако конус никак не представляет ее субструктурное состояние, которое может быть совершенно различным в разных сечениях лопатки. Поэтому такой подход к контролю субструктуры вряд ли можно признать правильным [14].

Определять разориентировку блоков в рамках производственного контроля и использовать этот критерий как браковочный признак для монокристалльных лопаток нет необходимости [14], поскольку:

отсутствует какая-либо информация о связи прочностных характеристик материала монокристалльных лопаток из жаропрочных никелевых

сплавов с параметрами субструктуры (размерами блоков и их разориентировками);

неизвестно, как коррелирует субструктура материала лопатки с технологическими условиями осуществления направленной кристаллизации;

неизвестен способ создания заданной субструктуры, чтобы можно было изготовить достаточное число образцов для испытаний и получить статистически обоснованную информацию о связи свойств лопаток с их внутренним (субструктурным) строением.

Более того, анализ статистики разориентировки субструктуры монокристаллических лопаток из сплава ЖС32 турбины высокого давления показывает, что в лопатках с выраженной субструктурой ось разориентации субзерен ориентирована случайно, средняя разориентация субзерен составляет 3° , поэтому предложенная ранее [7, 15] и действующая в производстве браковочная характеристика разориентации субструктуры монокристаллических лопаток несостоятельна [16].

Таким образом, в процессе кристаллизации монокристаллических лопаток возникают разнообразные дефекты структуры, которые должны быть классифицированы по их допустимости (недопустимости), а допускаемые — нормированы по степени влияния на характеристики прочностных свойств и долговечность лопатки в условиях эксплуатационного нагружения.

Производство турбинных лопаток требует особого внимания к вопросам разработки и отладки технологии литья, нормирования характеристик качества, контроля отливок и регламентации их механических свойств. О последствиях недостаточного внимания к стабильности технологии литья и к вопросам контроля отливок свидетельствует, в частности, опыт эксплуатации весьма вибронпряженных лопаток газовой турбины Невского машиностроительного завода. Внедрение процесса изготовления лопаток из сплавов ЖС6К с направленной кристаллизацией привело к понижению надежности лопаточного аппарата: в случаях выхода границ кристаллита на кромки лопаток наблюдали преждевременные усталостные поломки лопаток. Этот же результат был подтвержден и в испытаниях натуральных лопаток на усталость [17].

Имеются случаи эксплуатационных разрушений рабочих турбинных лопаток в монокристаллическом исполнении из сплавов ЖС26 и ЖС32, устанавливаемых на авиационные ГТД четвертого поколения. Разрушения лопаток происходят по усталостному механизму от перфорационных каналов. В очагах усталостного разрушения выявляются утонения стенки между перфорационным каналом и внутренней охлаждающей по-

лостью, а также технологические несплошности материала, кристаллизационные поры. Отмечено действие термоусталостного механизма разрушения на этапе зарождения и начального развития трещин. Указано на влияние неблагоприятной азимутальной ориентации монокристалла [18], которая при существующей технологии отливки лопаток не нормируется в процессе производства.

При проектировании и изготовлении монокристаллических лопаток, оценке их эксплуатационной работоспособности необходимо учитывать анизотропию свойств монокристаллического материала, которая является характерным свойством монокристаллов, связанным с кристаллографической ориентацией плоскостей и направлений, существенно влияющей на анизотропию таких характеристик, как модуль упругости и частота собственных колебаний лопаток [19 – 21]. Отклонение в ориентации приводит к повышенному разбросу собственных частот колебаний монокристаллических лопаток. Применительно к исследуемым модификациям лопаток отмечено [20], что при отклонении кристаллографического направления монокристалла $\langle 001 \rangle$ от продольной оси лопатки на 15° частота меняется примерно на 8%. При высокочастотных формах колебаний лопаток анизотропия монокристалла по разным направлениям оказывает большее влияние на частоты собственных колебаний лопаток. Имеющиеся при производстве лопаток отклонения в ориентации монокристалла увеличивают разброс частот и опасность попадания лопаток на резонансные режимы. Увеличение частотной неоднородности колеса, собранного из монокристаллических лопаток, также может усилить разброс резонансных напряжений.

В отечественном двигателестроении в настоящее время в соответствии с принятой всеми моторостроительными предприятиями технологией изготовления монокристаллических лопаток применяется одна КГО: направление $[001]$ ГЦК-решетки ориентировано по продольной оси лопатки (по радиусу окружности ротора) и названо аксиальным направлением, $[010]$ — в окружном направлении, а $[100]$ — по направлению оси вращения ротора. Допускаемое отклонение направления $[001]$ от заданного аксиального (продольной оси лопатки) не должно превышать 10° . Ориентация (названная азимутальной) двух других направлений не является нормируемой.

Совершенно справедливо ставится вопрос [22] о необходимости проведения исследований влияния (в пределах заданного допуска) отклонения кристаллографического направления $[001]$ от радиальной оси лопатки на ее свойства, что позволит более точно связать значения указанного параметра качества с эксплуатационной рабо-

тоспособностью материала лопатки, в том числе и при выявлении факторов, способствующих повышенной повреждаемости под действием эксплуатационных нагрузок.

Подтверждением правильности постановки вопроса о необходимости учета влияния отклонения кристаллографического направления $[001]$ от оси лопатки являются результаты работы [23], в которой показано, что указанное отклонение аксиальной ориентации оказывает существенное влияние на разброс собственных частот колебаний лопаток. Недостаточно исследованным является также влияние азимутальной ориентации на эксплуатационную работоспособность монокристаллических лопаток.

При проведении исследований в целях определения причин разрушений лопаток необходимо учитывать, что существуют следующие экспериментальные данные по исследованию сопротивления разрушению монокристаллических образцов и лопаток из никелевых сплавов с выбранным аксиальным направлением КГО — $[001]$ и различной азимутальной ориентацией.

Исследования, в том числе проведенные применительно к турбинным лопаткам основного двигателя шаттла [24 – 29], показали значительное влияние азимутальной ориентации на сопротивление материала лопаток длительному статическому и многоцикловому усталостному разрушению.

Поэтому при проведении исследований лопаток, разрушившихся в процессе эксплуатации, в целях выявления факторов, способствующих разрушению, и установления причины разрушения вопросу определения отклонения аксиального КГО и случайной азимутальной ориентации необходимо уделять пристальное внимание.

Ниже приведены результаты механических испытаний образцов (диаметром $d = 3$ мм, $l_{\text{расч}} = 5d$), изготовленных из хвостовиков лопаток (сплав ВЖЛ12У равноосной кристаллизации) и ($d = 5$ мм) из прилитых к лопаткам образцов-свидетелей. Испытания проводили на кратковременный разрыв и длительную прочность при температуре 975°C . На поверхности всех образцов, подлежащих испытанию на кратковременный разрыв, были выявлены металлургические дефекты в виде скоплений пор-рыхлот размером $0,15 - 0,2$ мм, а также отдельные поры размером $0,1 - 0,15$ мм. После механических испытаний образцы также подвергали дефектоскопическому контролю.

Для выявления дефектов применяли методы капиллярной цветной дефектоскопии, металлографического (рис. 14, а) и фрактографического (рис. 14, б) анализа.

Разрушение образцов при испытании на кратковременный разрыв происходило по месту

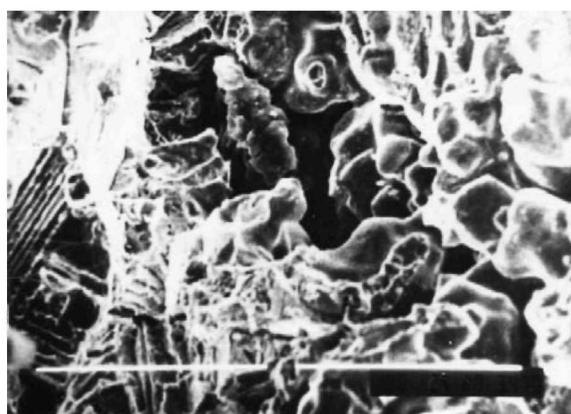
а, $\times 100$ б, $\times 250$

Рис. 14. Металлургические (литейные) дефекты (указаны стрелками) в материале вблизи излома (а) и на поверхности излома (б) образца из сплава ВЖЛ12У (вырезан из хвостовика лопатки) с характеристиками длительной прочности, меньшими требований ТУ

расположения скопления пор. Однако несмотря на это материал исследуемых лопаток по пределу прочности соответствовал требованию ТУ.

В то же время скопления пор-рыхлот приводили к существенному снижению пластических характеристик: 60 % образцов, испытанных на кратковременный разрыв, имели пониженные пластические свойства (δ и ψ) по сравнению с требованием ТУ.

Время до разрушения образцов, имевших отдельные поры, находилось в пределах 77 – 117,6 ч, а у образцов, имевших скопления пор-рыхлот, — в пределах 18 – 23 ч. Скопления пор-рыхлот на рабочей части образца предопределило место его разрушения. По ТУ время до разрушения образцов диаметром 5 мм, изготовленных из отливок образцов-свидетелей, должно быть не менее 35 ч. При фрактографическом и металлографическом исследовании в центральной части образца на поверхности его излома (см. рис. 14, б) и в материале под поверхностью излома этого образца (см. рис. 14, а) также выявлены отдельные поры-рыхлоты и мелкие пленки, раковины. В результате проведенного исследования установлено, что при наличии металлургических (литейных) дефектов в виде плен и пористости, с морфологией показанной на рис. 14, материал лопаток характеризуется пониженными (в 1,5 – 2 раза) значениями пластичности и длительной прочности при температуре 975 °С.

Необходимо отметить, что усадочная и газовая пористость материала формируется и при литье монокристаллических турбинных лопаток из сплавов ЖС32, ЖС36 [3], ее количество зависит от технологии литья — параметров кристаллизации [4], что требует нормирования указанного дефекта отливок в зависимости от эксплуатационной нагруженности лопаток и их ресурсных характеристик.

Рассматриваемые литейные дефекты (см. рис. 14) не только снижают ресурс лопаток по длительной прочности, но и способны снизить сопротивление усталости, так как между характеристиками длительной статической и усталостной прочности существует корреляционная связь [31].

При исследовании факторов, влияющих на эксплуатационную работоспособность монокристаллических турбинных лопаток необходимо учитывать, что малоугловые границы не являются браковочными дефектами, но их предельная разориентация регламентируется соответствующими техническими нормами. Допуск определяется составом сплава, условиями эксплуатации лопатки и ее габаритами. Для определения обоснованного допуска на разориентацию границ в монокристаллических лопатках проводят механические испытания образцов, содержащих границы различной разориентации. Такие исследования были проведены фирмой Howmet [11].

В случае когда производственные дефекты инициируют зарождение усталостного разрушения, оценка безопасного допустимого размера дефекта должна строиться в зависимости от вибрационной напряженности лопаток. При этом особое внимание необходимо уделять поверхностным слоям материала лопаток, где, как правило, зарождаются усталостные трещины и где могут иметь место различные структурные неоднородности, несплошности материала. Возникают также несплошности в защитных покрытиях, имеющих высокую склонность к растрескиванию. Влияние поверхностных дефектов, концентраторов напряжений первого, второго и третьего родов должно быть в обязательном порядке учтено и введены нормы допустимости.

Известно, что при достижении поверхностной трещиной определенной длины предел вы-

носливости детали начинает снижаться со скоростью, пропорциональной пороговому коэффициенту интенсивности напряжений K_{th} [32]. Методические подходы для определения значения порогового (допустимого) размера трещиноподобного концентратора напряжений (дефекта) для различных уровней действующих вибрационных напряжений представлены авторами ранее [33].

В практике проектирования начальный (безопасный, допустимый) размер концентратора напряжений (дефекта) должен быть подтвержден экспериментально для соответствующего уровня напряженности лопаток, с учетом необходимости обеспечения запаса по сопротивлению усталости, долговечности, с обоснованием характеристик допустимых концентраторов напряжений (дефектов).

Выводы

Результаты проведенных исследований показывают обязательность конструктивного проектирования лопаток с учетом их прочности и ресурса, влияния концентраторов напряжений на длительную статическую и циклическую прочность, необходимость стандартизации технологических этапов изготовления лопаток и характеристик изготовленных лопаток, нормирования допустимых дефектов и соответствующих характеристик механических свойств уже на стадии паспортной сертификации сплавов.

Сложность изготовления литых монокристаллических лопаток, требующая использования совершенных технологий и оборудования, указывает на целесообразность создания производства, специализирующегося в этом направлении. Производство лопаток на предприятиях должно соответствовать требованиям международных и российских стандартов серии ИСО 9001, стандартов для авиакосмической промышленности серии ЕН (АN) 9100.

ЛИТЕРАТУРА

- Владимиров В. И. Физическая природа разрушения металлов. — М.: Машиностроение, 1984. — 280 с.
- Суворов А. Л. Дефекты в металлах. — М.: Наука, 1984. — 176 с.
- Епишин А. И., Линк Т. Пористость в монокристаллах никелевых жаропрочных сплавов / Изв. АН СССР. Металлы. 2005. № 6. С. 85 – 93.
- Исходжанова И. В., Бондаренко Ю. А., Лаптева М. А. Оценка структуры монокристаллического жаропрочного никелевого сплава, полученного при различных условиях направленной кристаллизации, с использованием методов количественного анализа видеозаписей / Авиационные материалы и технологии. 2015. № 12. С. 54 – 62.
- Каблов Е. Н. Производство турбинных лопаток методом направленной кристаллизации / Газотурбинные технологии. 2000. № 3. С. 73 – 82.
- Лютца В. Г., Костюкова Е. П., Толорайя В. Н., Корнилова О. М. Исследование степени совершенства кристаллов никелевого жаропрочного сплава / Изв. АН СССР. Металлы. 1978. № 3. С. 166 – 170.
- Шалин Р. Е., Светлов И. Л., Качанов Е. Б. и др. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов. — М.: Машиностроение, 1997. — 336 с.
- Епишин А. И. Структура, анизотропия физико-механических свойств и механизмы высокотемпературной ползучести монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов: дис. ... докт. физ.-мат. наук. — М., 2007. — 261 с.
- Pollock T. M., Tin S. Nickel-Based Superalloys for Advanced Turbine Engines: Chemistry, Microstructure, and Properties / Journal of propulsion and power. 2006. Vol. 22. N 2. March – April. P. 667 – 672.
- Shollock B. A. Solidification defects in directionally solidified-nickel base superalloys: problem solving using electron backscattered diffraction / Mater. Science and Technology. 2006. Vol. 22. N 11. P. 1338 – 1342.
- Price F. R., Mueller B. A. ANS Land Based Turbine casting Initiative. http://www.netl.doe.gov/publications/proceedings/97/97ats_pdf/ATS5-7.pdf.
- Каблов Е. Н., Толорайя В. Н., Остроухова Г. А., Аleshин И. Н. Исследование ростовых дефектов на полосчатости в монокристаллических отливках из безуглеродистых жаропрочных сплавов / Двигатель. 2010. № 6(72). С. 65 – 71.
- Вьюшков В. Н. и др. Определение разориентировки субзерен в монокристаллических турбинных лопатках / Авиационная промышленность. 2010. № 4. С. 61 – 66.
- Сидохин Е. Ф., Сидохин В. А., Хаютин С. Г. О субструктуре монокристаллических лопаток ГТД / Авиационная промышленность. 2009. № 1. С. 34 – 36.
- Толорайя В. Н., Каблов Е. Н., Светлов И. Л. Ростовая текстура при направленной кристаллизации никелевых жаропрочных сплавов / МТТМ. 2006. № 8. С. 25 – 32.
- Хаютин С. Г., Яковлева Ю. В. О разориентации субструктуры в монокристаллах / Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2010. Т. 76. № 4. С. 42 – 44.
- Ртищев В. В., Гурский Г. Л., Бавельский Д. М. Влияние технологических факторов на конструкционную усталостную прочность турбинных лопаток, изготовленных методом направленной кристаллизации / Тр. ЦКТИ. 1987. Вып. 237. С. 105 – 116.
- Назаркин Р. М. и др. Необратимые изменения тонкой структуры монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов в процессе длительной эксплуатации турбинных лопаток / Авиационные материалы и технологии. 2015. № 12. С. 21 – 39.
- Шорр Б. Ф., Мельникова Г. В. Некоторые вопросы динамики монокристаллических лопаток турбин / Проблемы машиностроения и надежности машин. 2010. № 4. С. 33 – 40.
- Воробьев Ю. С., Чугай М. А., Кулишов С. Б., Скрицкий А. Н. Влияние кристаллографической ориентации на колебания рабочего колеса ГТД с монокристаллическими неохлаждаемыми лопатками / Вісник двигунобудування. 2010. № 2. С. 105 – 108.
- Колесников В. И., Придорожный Р. П., Шереметьев А. В. Влияние кристаллографической ориентации на статическую прочность и сопротивление усталости монокристаллических рабочих лопаток / Авиационно-космическая техника и технология. 2001. Вып. 26. С. 132 – 135.
- Тихомирова Е. А., Живушкин А. А., Сидохин Е. Ф. Об исследовании кристаллографической ориентировки на эксплуатационные свойства монокристаллических турбинных лопаток / Вестник СГАУ. 2011. № 3(27). С. 50 – 53.
- Придорожный Р. П., Шереметьев А. В., Зиньковский А. П. Влияние кристаллографической ориентации на спектр собственных частот и форм колебаний монокристаллических рабочих лопаток турбин / Вісник двигунобудування. 2006. № 2. С. 42 – 48.
- Morosov J. Effect of Secondary Orientation on Fatigue Crack Growth in Single Crystal Turbine Blades. M.S. thesis. Mech. Eng. Dep. Univ. of Florida, Gainesville. FL. May, 1999.
- Arakere N. K., Swanson G. Effect of Crystal Orientation on Fatigue Failure of Single Crystalline Nickel Base Turbine Blade

- Superalloys / Presented at the ASME IGTI conference May 8 – 11, Munich, for accepted publication in the ASME Journal of Gas Turbines and Power. 2000. P. 157 – 163.
26. **Swanson G., Arakere N. K.** Fatigue Failure of Single Crystalline Nickel Base Turbine Blade Superalloys / NASA Technical Paper TP-2000-210074.2000.
 27. **Yue Z. F., Lu Z. Z.** Effect of crystal orientation on the creep resistance of single-crystal nickel-base superalloys / Mater. Sci. Technol. 2003. N 19(8). P. 1012 – 1016.
 28. **Arakere N. K., Swanson G.** Effect of Crystal Orientation on Fatigue Failure of Single Crystal Nickel Base Turbine Blade Superalloys. Eng. / Gas Turbines Power. 2002. Vol. 124. P. 161 – 175.
 29. **Hou N. X., Gou W. X., Wen Z. X., Yue Z. F.** The influence of crystal orientation on fatigue life of crystal cooled turbine blade / Mater. Sci. and Eng. A. 2008. Vol. 492. N 1-2. P. 413 – 418.
 30. Авиационные правила. Ч. 33. Нормы летной годности двигателей воздушных судов. Межгосударственный авиационный комитет. — М.: Авиаиздат, 2012. — 46 с.
 31. Конструкционная прочность материалов и деталей ГТД. Руководство для конструкторов / Тр. ЦИИАМ. 1979. № 835.
 32. **Kitagawa H., Takahashi S.** ASM Proceedings of 2nd Int. Conf. on Mech. Behavior of Mat. Metal Park. Ohio, 1976. P. 627.
 33. **Петухов А. Н., Киселев Ф. Д.** Диагностика эксплуатационных разрушений турбинных лопаток авиационных двигателей / Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2019. Т. 85. № 3. С. 41 – 51.
- ## REFERENCES
1. **Vladimirov V. I.** Physical nature of fracture of metals. — Moscow: Mashinostroenie, 1984. — 280 p. [in Russian].
 2. **Suvorov A. L.** Defects in metals. — Moscow: Nauka, 1984. — 176 p. [in Russian].
 3. **Epishin A. I., Link T.** Of the Porosity of single crystals of Nickel heat-resistant alloys / Izv. AN SSSR. Metall. 2005. N 6. P. 85 – 93 [in Russian].
 4. **Iskhodzhanova I. V., Bondarenko Yu. A., Lapteva M. A.** Evaluation of structure of monocrystal heat-resistant Nickel alloy, obtained at different conditions of directional solidification, by using methods of quantitative analysis of video images / Aviats. Mater. Tekhnol. 2015. N 12. P. 54 – 62.
 5. **Kablov E. N.** Production of turbine blades by the method of directional solidification / Gazoturbin. Tekhnol. 2000. N 3. P. 73 – 82 [in Russian].
 6. **Lutzow V. G., Kostyukova E. P., Toloraya V. N., et al.** A study of the degree of perfection of crystals of Nickel heat-resistant alloy / Izv. AN SSSR. Metall. 1978. N 3. P. 166 – 170.
 7. **Shalin R. E., Svetlov I. L., Kachanov E. B., et al.** Single Crystals of Nickel heat-resistant alloys. — Moscow: Mashinostroenie, 1997. — 336 p. [in Russian].
 8. **Epishin A. I.** Structure, anisotropy of physical and mechanical properties and mechanisms of high-temperature creep of single crystals of heat-resistant nickel alloys. Ph.D. Dissertation. — Moscow, 2007. — 261 p. [in Russian].
 9. **Pollock T. M., Tin S.** Nickel-Based Superalloys for Advanced Turbine Engines: Chemistry, Microstructure, and Properties / Journal of propulsion and power. 2006. Vol. 22. N 2. March – April. P. 667 – 672.
 10. **Shollock B. A.** Solidification defects in directionally solidified-nickel base superalloys: problem solving using electron back-scattered diffraction / Mater. Science and Technology. 2006. Vol. 22. N 11. P. 1338 – 1342.
 11. **Price F. R., Mueller B. A.** ANS Land Based Turbine casting Initiative. [http://www.netl.doe.gov/publications/proceedings/97/97ats/ats\\$pdf/ATS5-7.pdf](http://www.netl.doe.gov/publications/proceedings/97/97ats/ats$pdf/ATS5-7.pdf).
 12. **Kablov E. N., Toloraya, V. N., Ostroukhova G. A., Alyoshin I. N.** Study of growth defects on the banding in single crystal castings from carbon-free heat-resistant alloys / Dvigatel'. 2010. N 6(72). P. 65 – 71 [in Russian].
 13. **Vyushkov V. N. et al.** Determination of the sub-grain disorientation in single-crystal turbine blades / Aviats. Promyshl. 2010. N 4. P. 61 – 66 [in Russian].
 14. **Sidokhin E. F., Sidokhin V. A., Khayutin S. G.** On the substructure of single-crystal GTE blades / Aviats. Promyshl. 2009. N 1. P. 34 – 36 [in Russian].
 15. **Tolorayiya V. N., Kablov E. N., Svetlov I. L.** Growth texture with directed crystallization of Nickel heat-resistant alloys / MiTOM. 2006. N 8. P. 25 – 32 [in Russian].
 16. **Khayutin S. G., Yakovleva Yu. V.** On the orientation of a substructure in single crystals / Zavod. Lab. Diagn. Mater. 2010. Vol. 76. N 4. P. 42 – 44 [in Russian].
 17. **Rtischev V. V., Gursky G. L., Bavelsky D. M.** The Influence of technological factors on the structural fatigue strength of turbine blades made by directional solidification / Tr. TsKTI. 1987. Vol. 237. P. 105 – 116 [in Russian].
 18. **Nazarkin R. M., Kolodochkina V. G., et al.** Irreversible changes in the fine structure of single crystals of heat-resistant Nickel alloys during long-term operation of turbine blades / Aviats. Mater. Tekhnol. 2015. N 12. P. 21 – 39 [in Russian].
 19. **Shorr B. F., Melnikova G. V.** Some questions of the dynamics of single crystal turbine blades / Probl. Mashinostr. Nadezhn. Mashin. 2010. N 4. P. 33 – 40 [in Russian].
 20. **Vorob'ev Yu. S., Chugai M. A., Kulishov S. B., Skritskii A. N.** Influence of crystallography orientation on vibrations of gas-turbine wheel with an uncooled single-crystal blades / Vestn. Dvigatlestr. 2010. N 2. P. 105 – 108 [in Russian].
 21. **Kolesnikov V. I., Roadside R. P., Sheremet A. V.** Influence of crystallographic orientation on static strength and fatigue of single-crystal blades / Aviats.-Kosm. Tekhn. Tekhnol. 2001. Vol. 26. P. 132 – 135 [in Russian].
 22. **Tikhomirova E. A., Ivashkin A. A., Sidorin E. F.** On the study of crystallographic orientation on the performance properties of single crystal turbine blades / Vestn. SGAU. 2011. N 3(27). P. 50 – 53 [in Russian].
 23. **Roadside R. P., Sheremet'ev A. V., Zinkovsky A. P.** Influence of crystallographic orientation on the spectrum of natural frequencies and mode shapes of single-crystal turbine blades / Vestn. Dvigatlestr. 2006. N 2. P. 42 – 48 [in Russian].
 24. **Morosov J.** Effect of Secondary Orientation on Fatigue Crack Growth in Single Crystal Turbine Blades. M.S. thesis. Mech. Eng. Dep. Univ. of Florida, Gainesville. FL. May, 1999.
 25. **Arakere N. K., Swanson G.** Effect of Crystal Orientation on Fatigue Failure of Single Crystalline Nickel Base Turbine Blade Superalloys / Presented at the ASME IGTI conference May 8 – 11, Munich, for accepted publication in the ASME Journal of Gas Turbines and Power. 2000. P. 157 – 163.
 26. **Swanson G., Arakere N. K.** Fatigue Failure of Single Crystalline Nickel Base Turbine Blade Superalloys / NASA Technical Paper TP-2000-210074.2000.
 27. **Yue Z. F., Lu Z. Z.** Effect of crystal orientation on the creep resistance of single-crystal nickel-base superalloys / Mater. Sci. Technol. 2003. N 19(8). P. 1012 – 1016.
 28. **Arakere N. K., Swanson G.** Effect of Crystal Orientation on Fatigue Failure of Single Crystal Nickel Base Turbine Blade Superalloys. Eng. / Gas Turbines Power. 2002. Vol. 124. P. 161 – 175.
 29. **Hou N. X., Gou W. X., Wen Z. X., Yue Z. F.** The influence of crystal orientation on fatigue life of crystal cooled turbine blade / Mater. Sci. and Eng. A. 2008. Vol. 492. N 1-2. P. 413 – 418.
 30. Aviation rules. Part 33. Norms of airworthiness of aircraft engines. interstate aviation Committee. — Moscow: Aviaizdat, 2012. — 46 p. [in Russian].
 31. Structural strength of materials and details of GTE. A guide for designers / Tr. TsIAM. 1979. N 835. 522 p. [in Russian].
 32. **Kitagawa H., Takahashi S.** ASM Proceedings of 2nd Int. Conf. on Mech. Behavior of Mat. Metal Park. Ohio, 1976. P. 627.
 33. **Petukhov A. N., Kiselev F. D.** Methodological aspects and results of diagnostics of damage, analysis of fatigue resistance and survivability of turbine blades of aircraft engines / Zavod. Lab. Diagn. Mater. 2019. Vol. 85. N 3. P. 41 – 51 [in Russian].