

Исследование структуры и свойств Structure and properties research

**Физические методы
исследования и контроля**

**Physical methods
of research and monitoring**

DOI: 10.26896/1028-6861-2018-84-2-28-36

УДК (UDC) 629.7+669.01

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛА РАБОЧИХ ЛОПАТОК ТУРБИН АВИАЦИОННЫХ ГАЗОТУРБИННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ В ПРОЦЕССЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ

© Федор Дмитриевич Киселев

ЦНИИ ВВС Минобороны России, Москва, Россия; e-mail: kiselev_fd@mail.ru

Статья поступила 4 августа 2017 г.

Структурные изменения материала могут быть факторами, ухудшающими его работоспособность и способствующими разрушению, но вместе с тем могут служить и диагностическими признаками для определения термомеханических условий этого разрушения (повреждения). Они также зачастую определяют ресурс изделия, на который влияют процессы ползучести, усталости и термоусталости материала. Представлены результаты исследования структуры материала лопаток авиационных газотурбинных двигателей (ГТД) и ее изменения в процессе эксплуатации ГТД. Определяли структурное состояние материала лопаток из жаропрочных никелевых сплавов (ЖНС) с равноосной (сплавы ЖС6У, ВЖЛ12У), направленной и монокристаллической (сплавы ЖС26, ЖС32) кристаллизацией. Рассмотрены особенности изменения морфологии упрочняющей γ' -фазы и карбидных превращений в материале лопаток, происходящие в процессе наработки ГТД. Полученные результаты сопоставляли с данными исследования образцов, испытанных в лабораторных условиях, на которых моделировали действующие факторы термомеханического нагружения. Приведены микроструктурные критерии для более достоверной оценки термомеханических условий эксплуатационной повреждаемости материала турбинных лопаток авиационных ГТД.

Ключевые слова: эксплуатационная повреждаемость материала рабочих лопаток турбин; микроструктурные критерии определения термомеханических условий материала лопаток; морфология γ' -фазы; карбидные превращения.

MICROSTRUCTURAL CRITERIA FOR DETERMINING THERMO-MECHANICAL CONDITIONS OF OPERATIONAL VULNERABILITY OF THE WORKING BLADES OF HIGH-TEMPERATURE GAS TURBINE AVIATION ENGINES

© Fedor D. Kiselev

Research Institute of the Air Force, Ministry of defense of the Russia, Moscow, Russia; e-mail: kiselev_fd@mail.ru

Submitted August 4, 2017.

The necessity of studying the structure of the blade material and corresponding in-service structural changes is attributed, on the one hand, to the fact that the structural changes may impair the performance of the material thus promoting the blade fracture. On the other hand, the structural changes can serve as diagnostic signs in determination of thermo-mechanical conditions of the blade destruction. Moreover, the structural changes in the blade material often determine the service life of the blades: aside of creep mechanism, in-service depletion of the blade lifetime in high temperature gas turbine engines of maneuvering aircrafts is attributed to complex thermo-mechanical loading of the blades which, in turn activates the mechanisms of fatigue and thermo-mechanical fatigue. Monitoring of the structural state of the blade material with equiaxed crystallization (ZhS6U, VZhL12U), directed and monocrystallization (ZhS26, ZhS32) and studying the features of structural changes attributed to the operational vulnerability of the turbine blade material are the main goals of the study. The features of changes in the morphology of the strengthening γ' -phase and carbide transformation in the blade

material that occur in-service are considered. The results of monitoring the structural state of the blade material are compared with the results of testing the same samples under laboratory conditions simulating thermo-mechanical loading. Microstructural criteria are recommended for more accurate evaluation of thermo-mechanical conditions of operating vulnerability of the turbine blades of high-temperature aircraft engines.

Keywords: in-service vulnerability of the material of turbine rotor blades; microstructural criteria for thermo-mechanical conditions of operating vulnerability; γ' -phase morphology; carbide transformation.

Для установления причин разрушений лопаток авиационных газотурбинных двигателей (ГТД) необходимо исследовать структуру материала лопаток и ее изменения в процессе эксплуатации, поскольку, с одной стороны, структурные изменения могут быть факторами, ухудшающими работоспособность материала и способствующими его разрушению, а с другой — служить диагностическими признаками для определения термомеханических условий такого разрушения (повреждения). Они определяют также ресурс изделия.

Приведенные в литературе результаты исследования структуры материала турбинных лопаток в процессе эксплуатации показывают, что объемная доля и диаметр дисперсных частиц γ' -фазы растут незначительно. Форма частиц и величина разброса концентрации γ' -фазы меняются незначительно. При этом эквивалентный диаметр частиц γ' -фазы можно использовать в качестве критерия при оценке постэксплуатационного состояния материала [1].

Морфология γ' -фазы в значительной степени меняется с образованием так называемой рафтной структуры, что характерно для повреждаемости материала под действием механизма ползучести [2, 3]. В жаропрочных никелевых сплавах (ЖНС) при ползучести происходит вытягивание (удлинение) частиц γ' -фазы в направлении, перпендикулярном действующим растягивающим статическим напряжениям [4, 5].

На основании корреляционной связи изменения морфологии γ' -фазы со степенью повреждаемости материала и исчерпанием ресурса изделия под действием механизма ползучести диагностику поврежденности лопаток турбин ГТД осуществляют путем контроля структурных характеристик материала.

Такой подход справедлив в случае авиационных двигателей, эксплуатирующихся преимущественно на крейсерских режимах работы, при которых повреждаемость материала турбинных лопаток обусловлена длительным статическим нагружением и, как следствие, ползучестью. Однако исчерпание ресурса лопаток в процессе эксплуатации определяется не только ползучестью, но и механизмами усталости и термоус-

талости материала, которые проявляются в условиях сложного термомеханического нагружения.

Цель работы — исследование изменения структурного состояния материала турбинных лопаток авиационных ГТД из ЖНС с равноосной (сплавы ЖС6У, ВЖЛ12У), направленной и монокристаллической (сплавы ЖС26, ЖС32) кристаллизацией в процессе эксплуатации.

Структуру материала лопаток (с различной наработкой) исследовали с применением оптического металлографического и электронно-микроскопического анализов. В необходимых случаях образцы в лабораторных условиях испытывали на длительную прочность, усталость и термоусталость.

В материале исследуемых модификаций лопаток при наработках двигателя в стандартных условиях функционирования изменения морфологии γ' -фазы фиксировали в наиболее нагреваемой зоне пера вблизи входной кромки (рис. 1), где рабочие температуры материала (на максимальных режимах работы ГТД) составляли более 900 °С. В более холодных сечениях пера рафтирование микроструктуры материала не наблюдалось.

Для лопаток турбин авиационных ГТД температуры начала растворения упрочняющей

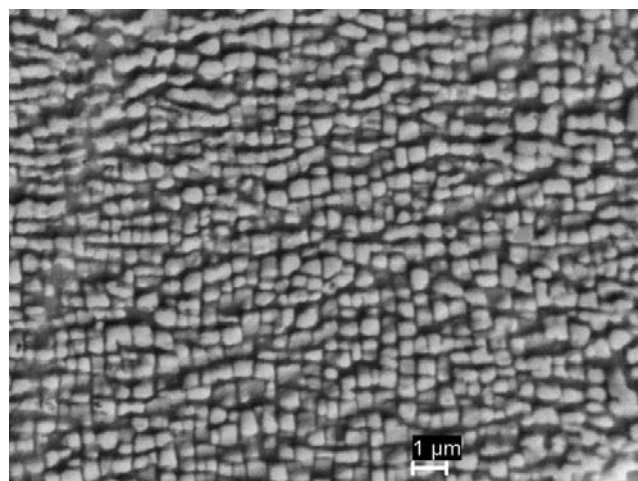


Рис. 1. Состояние упрочняющей γ' -фазы в материале наиболее нагреваемой зоны пера турбинной лопатки из сплава ЖС32 (наработка в эксплуатации 890 ч)

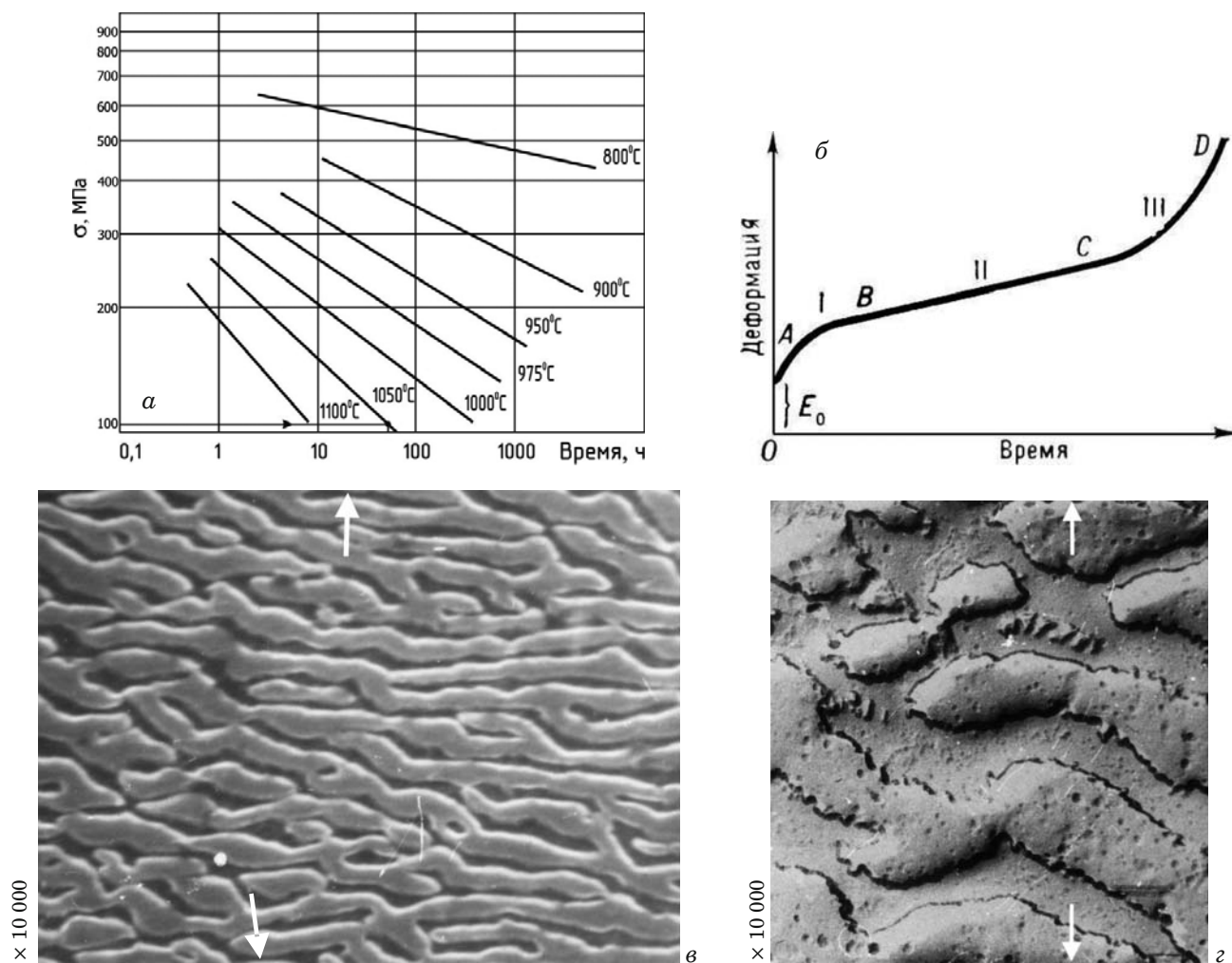


Рис. 2. Зависимости Ларсена – Миллера при различных температурах испытания (а), стадии ползучести (б) и состояние упрочняющей γ' -фазы (на стадии II) материала рабочей части образцов из сплава ЖС6У, испытанных на длительную прочность при 975 °С, 230 МПа (в) и 1050 °С, 140 МПа (г) (время испытания соответствовало примерно средней части участка установившейся ползучести, стрелками показано направление действия растягивающих статических напряжений)

γ' -фазы находятся ниже рабочей температуры материала в наиболее нагреваемой зоне. При этом активизируются растворно-осадительные процессы, приводящие к изменению морфологии γ' -фазы.

Анализировали состояние γ' -фазы, обусловленное действием только механизма ползучести, для чего использовали образцы с поликристаллической равноосной, направленной и монокристаллической кристаллизацией, испытанные на длительную прочность.

На рис. 2 для образца из сплава ЖС6У представлены: зависимости Ларсена – Миллера при различных температурах испытания (а); стадии ползучести (б) [6, 7] — AB — стадия (I) неустановившейся ползучести; BC — стадия (II) установившейся (идущей с постоянной скоростью) ползучести; CD — стадия (III) ускоренной ползучести (E_0 — деформация в момент приложения нагрузки; точка D — момент разрушения); состоя-

ние упрочняющей γ' -фазы (в, г). Видно, что при длительном действии растягивающих напряжений при температурах, больших 900 °С, морфология исходных кубоидных частиц упрочняющей γ' -фазы заметно меняется с вытягиванием (удлинением) их в направлении, перпендикулярном приложенному растягивающему напряжению. Причем повышение температуры испытания (с 975 до 1050 °С) приводит к значительному огрублению структуры сплава: ширина пластин γ' -фазы увеличивается в несколько раз, существенно растут также размеры частиц и расстояние между ними. Это следствие известного явления размерного упорядочения структуры при соответствующей температуре за счет коагуляции и коалесценции частиц γ' -фазы вследствие растворно-осадительных процессов и переноса вещества через матричный раствор, вызываемого разностью свободных энергий мелких и более крупных частиц.

При изохронном испытании образцов (сплав ЖС6У) на ползучесть повышение температуры приводило к росту коэффициента размерного упорядочения $K_{уп}$ примерно в два раза. Коэффициент

$$K_{уп} = A(lh)/\lambda,$$

где l, h — длина и ширина пластин γ' -фазы, мкм; λ — расстояние между пластинами, мкм; A — коэффициент разнораспределенности пластин γ' -фазы, мкм⁻¹. В дальнейшем значение $K_{уп}$ использовали при исследовании разрушенных лопаток для оценки температурных условий эксплуатации.

При исследовании монокристаллических образцов установили, что вытягивание частиц γ' -фазы в материале рабочей части лопаток под действием длительных растягивающих напряжений происходило вдоль направлений $\langle 100 \rangle$ и $\langle 110 \rangle$ монокристалла. При растяжении вдоль направления $\langle 111 \rangle$ при тех же термомеханических условиях нагружения наблюдали незначительную равноосную коагуляцию частиц γ' -фазы.

При испытании на длительную прочность поликристаллического материала выявили, что преобладающее направление вытягивания (удлинения) частиц перпендикулярно приложенному растягивающему напряжению, но с некоторым отклонением в разных зернах.

Электронно-микроскопический анализ образцов, подвергнутых при тех же температурах активному растяжению для определения характеристик кратковременной прочности, показал, что удлинения частиц γ' -фазы не происходит.

После усталостных испытаний образцов при температурах 900 – 1000 °С на изгиб с вращением при длительном воздействии переменных напряжений (140 – 260 МПа) рафтирование частиц упрочняющей γ' -фазы также выявлено не было.

Таким образом, отмеченную особенность поведения γ' -фазы (рафтирование в направлении, перпендикулярном действующему статическому растяжению) можно использовать как признак для идентификации действия в материале лопаток механизма ползучести на стадии II.

Иначе говоря, на стадии I при температурах не выше 975 °С изменения морфологии упрочняющей γ' -фазы незначительны (как правило, наблюдается лишь выстраивание частиц γ' -фазы в определенных кристаллографических направлениях). С ростом температуры испытания за счет активизации растворно-осадительных процессов частицы γ' -фазы уже на начальной стадии нагружения приобретают соответствующий каждому температурному режиму коагуляционный размер, а вытягивание (удлинение) кубоидов с образованием явно выраженной рафт-



Рис. 3. Полигонизация материала в наиболее нагреваемой зоне пера рабочей лопатки из сплава ЖС6У (двигатель в последнем полете работал при температурах, превышающих максимально допустимые), $\times 1000$

структуры происходит на стадии установившейся ползучести.

Морфологические превращения частиц дисперсной упрочняющей γ' -фазы (кубической формы в рафт-структуру) типичны для стадии II ползучести и характеризуют эксплуатационную повреждаемость, монотонно развивающуюся на этой стадии [4, 5].

Измерение микротвердости образцов (монокристаллов с направленной и равноосной кристаллизацией), испытанных на длительную прочность при температурах, соответствующих температурным режимам работы материала лопаток в наиболее нагреваемой зоне, показало, что на стадии установившейся ползучести наряду с отмеченными изменениями морфологии γ' -фазы происходит заметное (по сравнению с исходными значениями 4400 – 4800 МПа) монотонное понижение микротвердости (до 3900 в начале стадии и 3000 МПа — в конце).

Стадия III ползучести характеризуется еще большим изменением структуры, связанным с рафтированием γ' -фазы (плотообразные пластины γ' -фазы претерпевают многочисленные изгибы). При этом значительно активизируются процессы скольжения и сдвигообразования, присущие состоянию предразрушения. На стадии ускоренной ползучести выявили снижение микротвердости до 2200 МПа.

При развитии процессов ползучести можно отметить еще одну особенность структуры — полигонизацию материала, сопровождающуюся увеличением разориентировки субзерен (рис. 3).

Кроме удлинения частиц γ' -фазы в поперечном по отношению к оси лопатки направлении (перпендикулярно действующим растягива-

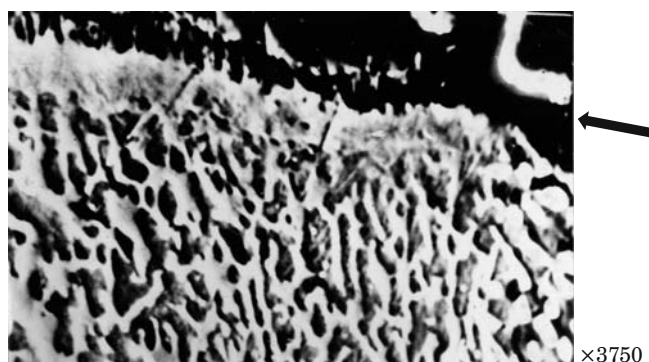


Рис. 4. Микроструктура материала вблизи полости трещины (указана стрелкой) на входной кромке в наиболее нагреваемой зоне рабочей лопатки из сплава ВЖЛ12У (наработка в эксплуатации 216,5 ч)

ющим напряжениям) в материале образцов зафиксировали вытягивание частиц и вдоль оси.

На рис. 4 показана микроструктура в зоне расположения трещин на входной кромке охлаждаемой рабочей лопатки из сплава ВЖЛ12У. Видно, что частицы γ' -фазы вытянуты в направлении, перпендикулярном полости трещины, т. е. вдоль оси изделия. При исследовании трещин установили, что они образованы по механизму термоусталости (от действия термоциклических напряжений). Возможно, что продольное вытягивание происходит в процессе термосилового воздействия при термоциклировании, которое характеризуется действием сжимающих напряжений при максимальных температурах.

Максимальные термические напряжения сжатия возникают на кромках лопаток, когда температура металла ниже максимальной температуры примерно на 10 %, а максимальные напряжения растяжения — при температуре, составляющей примерно 30 % от максимальной (рис. 5). Абсолютная величина температуры при этом не превышает 400 °С. Из этого следует, что наибольшие высокотемпературные повреждения материала происходят в моменты времени, близкие к моментам наибольшего нагрева.

Основное повреждение занимает примерно 40 % общей продолжительности цикла. В моменты времени, когда растягивающие напряжения максимальны, повреждаемость фактически отсутствует, что обусловлено низкими (около 400 °С) температурами и невысоким абсолютным уровнем напряжений (в пять раз меньше максимальных сжимающих).

Исследование морфологии γ' -фазы в материале образцов, испытанных до разрушения при термоциклировании, подтвердило предположение относительно условий образования вытянутых вдоль оси лопатки частиц γ' -фазы. На рис. 6 представлен образец из сплава ВЖЛ12У после

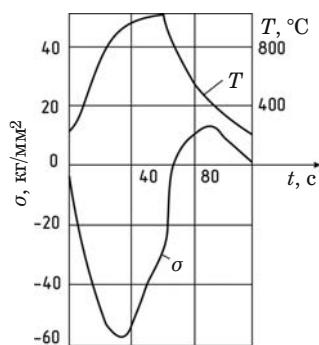


Рис. 5. Изменение температуры T и напряжений σ в кромке лопатки при испытаниях, моделирующих пуск-остановку двигателя [8]

испытания на термоциклирование (4128 циклов, температурный режим 100 – 1050 °С). Испытания проводили по методике Коффина при пилообразном цикле изменения температуры с выдержкой на максимальных температурах 60 с (время цикла — 90 с). Видно, что вытягивание частиц γ' -фазы имело место преимущественно в продольном для образца направлении (перпендикулярно полостям термоусталостных трещин, т. е. вдоль направления действующих при термоциклировании сжимающих напряжений).

Установлено, что изменение исходной морфологии частиц γ' -фазы в случае развития повреждаемости по механизму ползучести и термомеханической усталости происходит по-разному: 1) при длительном действии статической растягивающей нагрузки частицы γ' -фазы вытягиваются по кристаллографическим направлениям (рис. 7), перпендикулярным оси лопатки (вектору действующих растягивающих напряжений), при циклических термомеханических нагрузках — вдоль оси лопатки (вдоль направления действующих сжимающих напряжений), в случае образования трещины термоусталости — перпендикулярно направлению ее распространения; 2) в материале рабочей части образцов, подвергнутых при одном и том же температурном режиме растяжению для определения характеристик кратковременной прочности, удлинение частиц γ' -фазы отсутствует; 3) при многоцикловых усталостных испытаниях на изгиб с вращением при температурах 900 – 1000 °С и длительном воздействии переменных (140 – 260 МПа) напряжений удлинения (рафтирования) частиц упрочняющей γ' -фазы также не происходит.

Выявленная особенность изменения морфологии частиц γ' -фазы (вытягивание вдоль оси лопатки) дополняет структурные критерии, позволяющие различать повреждаемость по термоусталостному механизму и механизму ползучести. Причем изменения морфологии упрочняющей γ' -фазы, отвечающие значительной повреждаемости материала, отчетливо фиксируются даже оптическим микроскопом (см. рис. 6, в), что рас-

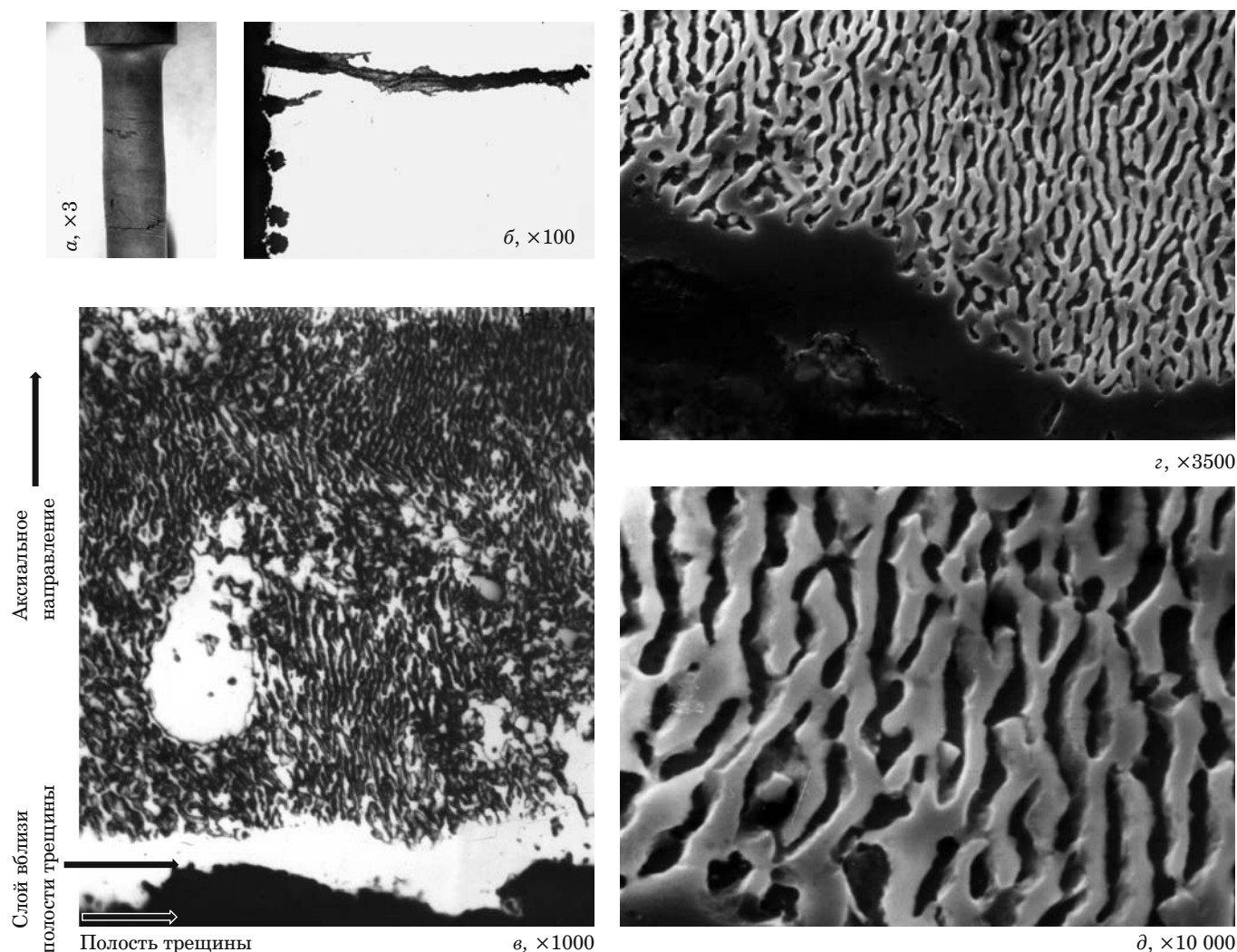


Рис. 6. Внешний вид разрушенного при термоциклировании образца из сплава ВЖЛ12У (*а*), растрескивание на шлифе (*б*) и микроструктура материала (*в* – *д*)

ширяет возможности применения данного признака, в том числе и на выборочный металлографический контроль изделий на производстве.

Вытягивание частиц упрочняющей γ' -фазы в аксиальном направлении (вдоль действующих при термоциклировании сжимающих напряжений) выявили и у образцов из сплавов ЖС26, ЖС32, что свидетельствует о накоплении в условиях сложного термомеханического нагружения в процессе эксплуатации повреждаемости по механизму термоусталости.

Идентификация изменений структурного состояния материала зачастую требует применения всего комплекса методов диагностики (дефектоскопических, металлографических, фактографических и др.) [9], а также анализа эксплуатационной документации и показаний (при их наличии) средств объективного контроля, характеризующих условия эксплуатации. Так, например, на лопатках, отработавших примерно одинаковое время на двигателях одного типа, наблю-

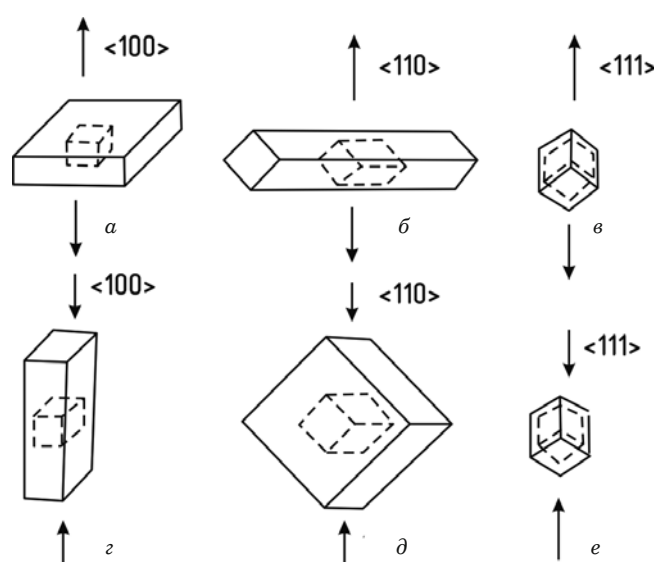


Рис. 7. Схема изменения морфологии выделений γ' -фазы в монокристаллах различной ориентировки под действием длительно приложенных растягивающих (*а* – *в*) и сжимающих (*г* – *е*) напряжений (стрелками показаны направления действия приложенных напряжений)

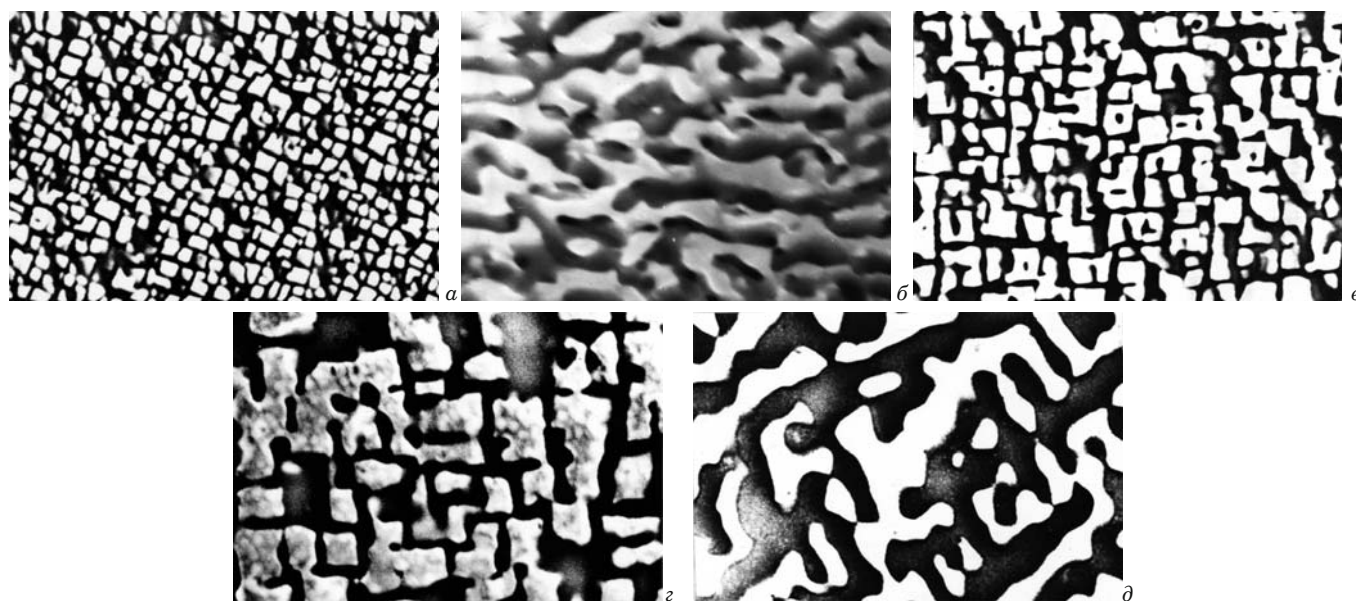


Рис. 8. Состояние упрочняющей γ' -фазы в материале лопаток из сплава ЖС6У при изготовлении (а) и после наработки в эксплуатации 898 (б), 830 (в) и 850 ч (г) (двигатель в последнем полете работал при температурах, превышающих максимально допустимые) ($\times 10\,000$)

дали различную степень изменения морфологии упрочняющей γ' -фазы. В дальнейшем выяснили, что изменение морфологии γ' -фазы с превращением исходных кубоидных частиц в пластины в значительно большей степени зависит от наработки изделия на максимальных режимах работы двигателя, чем от его общей наработки, но еще больше влияют температурные режимы эксплуатации, превышающие максимально допустимые.

На рис. 8 показана морфология γ' -фазы материала турбинных лопаток из сплава ЖС6У с примерно одинаковой наработкой в эксплуатации. Видно, что состояние частиц фазы (коагуляция, коалесценция, рафтирование) различно. Состояние γ' -фазы определяли как соответствующее: 1) стадии установившейся ползучести при нормальном функционировании двигателя (см. рис. 8, б); 2) работе ГТД при температурах, превышающих максимально допустимые в эксплуатации (см. рис. 8, в – г); 3) стадии предразрушения по механизму ползучести (см. рис. 8, д).

Наряду с изменениями морфологии γ' -фазы в материале наиболее нагреваемой зоны пера лопаток из сложнoleгированных ЖНС в процессе наработки образуются следующие типы карбидов: МС ($M = Ta, Ti, Nb, Zr, Hf, W$), M_6C ($M_3 = Ni_3, W_3$), $M_{23}C_6$ ($M_{23} = Cr_{23}$).

В зависимости от величины и времени термических воздействий изменения исходной морфологии карбидов могут быть различными: уширение границ зерен за счет дополнительного выделения карбидов типа $M_{23}C_6$ в виде мелких карбидных частиц, выделение их по границам зерен в виде сплошного слоя, изменение карбидов гло-

булярной или шрифтовой морфологии в теле зерен.

На рис. 9 показана структура материала рабочих лопаток из сплавов ЖС6У и ЖС32 с начальной стадией растворения глобулярных карбидов МС. Выделение γ' -фазы в виде слоя вокруг карбида свидетельствует о наличии процесса карбидного превращения.

Более существенные карбидные превращения зафиксировали у образцов, эксплуатировавшихся в условиях перегрева (при превышении максимально допустимых температур) (см. рис. 9, в, г). Интенсивные растворение γ' -фазы и карбидные превращения наблюдаются при 1100 – 1250 °С. При этом толщина слоя, представляющего собой выделение γ' -фазы вокруг карбида, увеличивается.

При больших наработках степень карбидных превращений в материале значительна. Средняя ширина слоя γ' -фазы вокруг карбидов в материале рабочей лопатки из сплава ЖС6У после наработки 1635 ч составила 3 мкм (рис. 10, а).

При анализе карбидных превращений необходимо учитывать, что если температуры перегрева достигали температуры полного растворения частиц упрочняющей γ' -фазы, то слой выделений γ' -фазы вокруг карбида может быть слабо выражен или вообще отсутствовать (рис. 10, б).

На рис. 11 показана структура материала в наиболее нагреваемой зоне пера рабочей лопатки турбины из сплава ЖС32. Рафтирование частиц γ' -фазы не зафиксировали. Видно, что по сравнению с более холодными зонами здесь отмечены овализация с уменьшением размера частиц уп-

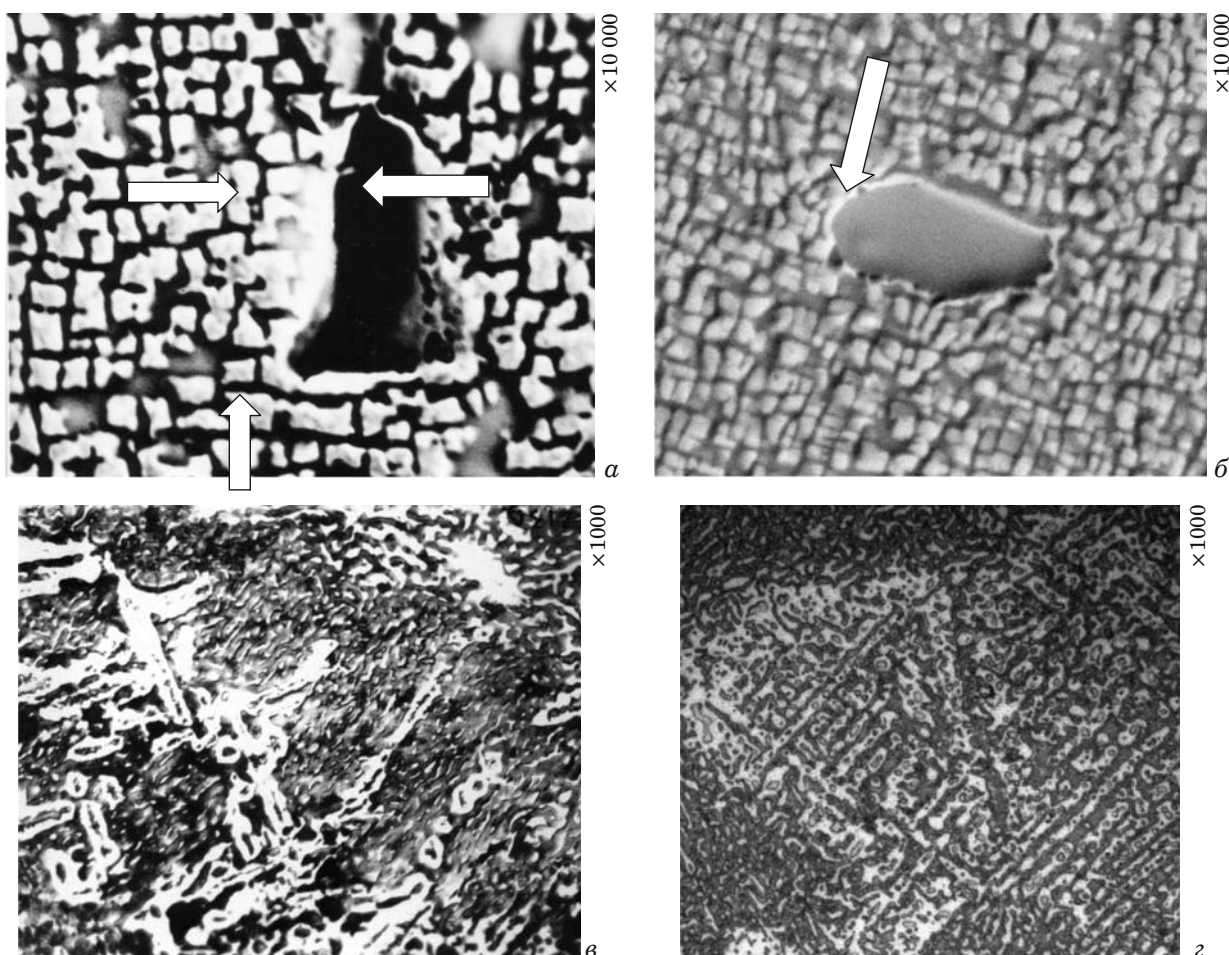


Рис. 9. Начальная степень (а, б) и значительные (в, з) карбидные превращения в наиболее нагреваемой зоне пера лопаток из сплавов ЖС6У (а, в) и ЖС32 (б, з) (стрелками показано выделение γ' -фазы вокруг карбида, свидетельствующее о карбидном превращении)

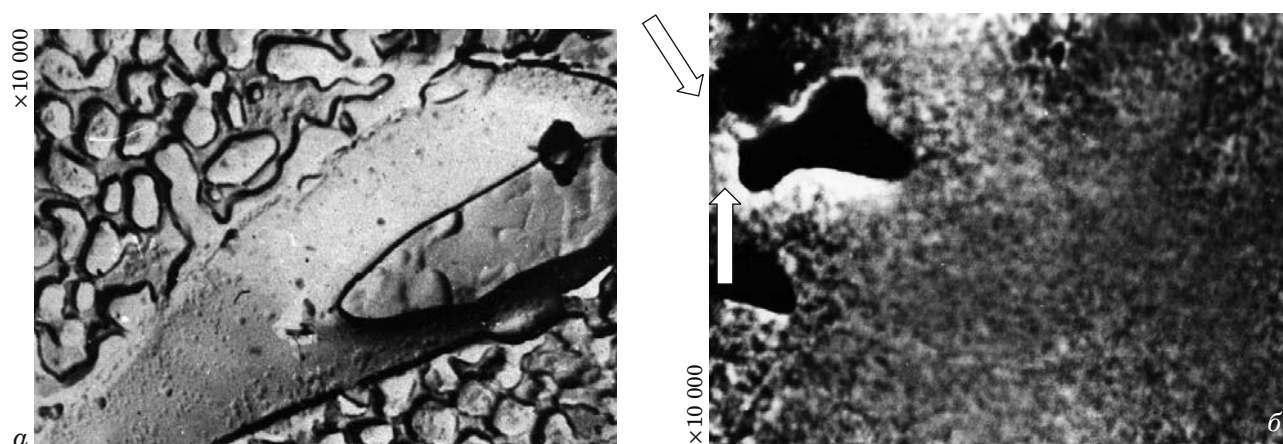
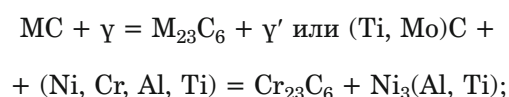


Рис. 10. Структура материала рабочей турбинной лопатки из сплава ЖС6У в наиболее нагреваемой зоне пера после наработки 1635 ч (а) и перегрева (б) (стрелками показан недорастворившийся слой выделений γ' -фазы вокруг карбида)

рочняющей γ' -фазы, увеличение расстояния между частицами γ' -фазы, растворение слоя выделений γ' -фазы вокруг карбидов (вплоть до полного исчезновения).

Происходящие в материале лопаток в процессе наработки превращения первичного карбида

МС во вторичные с пониженным содержанием углерода $M_{23}C_6$ и M_6C принято описывать уравнениями



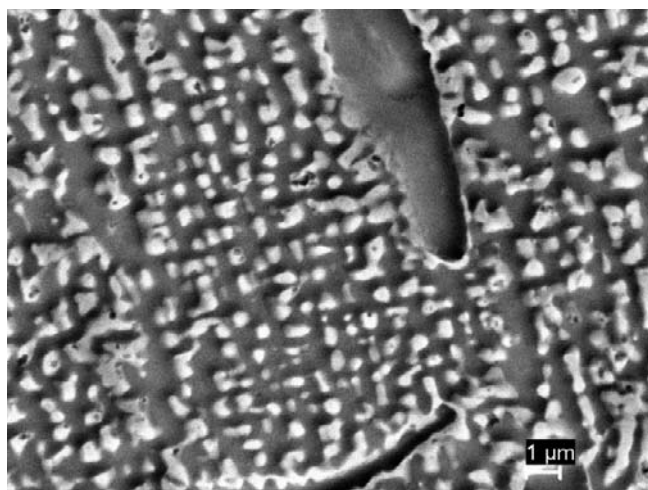
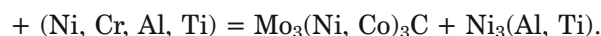
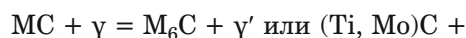


Рис. 11. Структура материала рабочей турбинной лопатки из сплава ЖС32 в наиболее нагреваемой зоне пера (материал вблизи внешней поверхности кромки лопатки в последнем полете нагревался до температуры ~1100 °C)



Видно, что карбидные превращения сопровождаются образованием γ' -фазы вследствие обогащения прилегающих к карбидам микрообъемов γ' -образующими элементами. Образующаяся γ' -фаза выделяется в виде слоя вокруг карбидных частиц как в теле, так и по границам зерен.

Аналогичные структурные изменения наблюдали и при длительных жаропрочных испытаниях образцов. На рис. 12 показаны структурные изменения в материале образцов из сплава ЖС6У после испытаний на длительную прочность. Видно, что вокруг карбидов МС образовался слой шириной 5 мкм (отсутствие четкой границы раздела свидетельствует о том, что это γ -твердый раствор).

Вместе с тем, отсутствие границы между некоторыми вторичными частицами γ' -фазы и слоем γ' -фазы вокруг карбидов указывает, что по составу он близок к γ' -фазе. Причем в некоторых случаях четкая граница может отсутствовать также между карбидными кристаллами и слоем вокруг них, что говорит о приближении его состава к карбидной фазе. Наличие слоя γ -твердого раствора вокруг карбидов МС подтверждает взаимодействие карбидов МС с γ -твердым раствором.

Из анализа микроструктуры следует, что имело место четырехфазное перитектоидное превращение, однако оно не дошло до конца и поэтому образование нового карбида и γ' -фазы не произошло.

В результате этого превращения карбид МС частично растворился в γ -твердом растворе. Слой γ -твердого раствора вокруг карбида имеет, вероятно, химический состав, отличный от основного твердого раствора. По отсутствию вторичных выделений γ' -фазы в области этого слоя можно заключить, что γ -твердый раствор не насыщен относительно γ' -фазы, что обусловлено, вероятно, повышенным содержанием легирующих карбидообразующих элементов.

С ростом температуры (см. рис. 12, б) наблюдается выделение только карбидов M_6C . При этом в структуре материала присутствуют пластины кристаллов M_6C , окруженные слоем γ' -фазы.

Природа перитектоидного четырехфазного превращения состоит в том, что карбид МС и γ -твердый раствор частично растворяются друг в друге. В результате в области карбида и γ -твердого раствора, примыкающего к границе раздела, составы раствора и МС должны непрерывно меняться. В зависимости от того, на какой стадии останавливается взаимодействие, химические составы могут меняться в широких пределах. Очевидно, слой по своему составу на первоначальном этапе

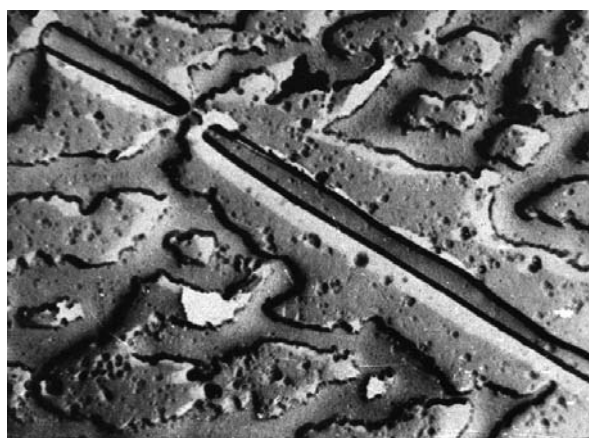
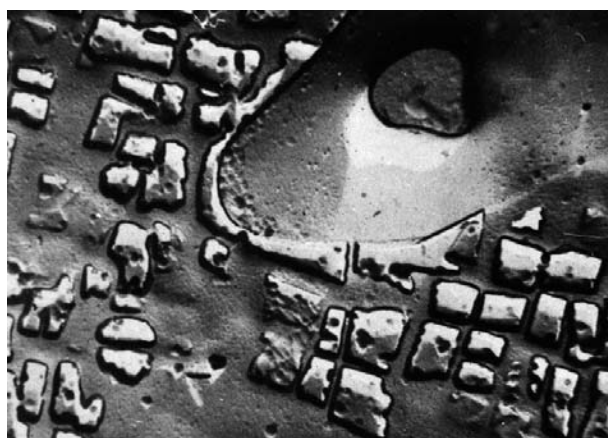


Рис. 12. Структура материала образцов из сплава ЖС6У, испытанных на длительную прочность при 975 °C, 280 МПа, 8 ч (а) и 1050 °C, 140 МПа, 5 ч (б) ($\times 10\,000$)

чальных стадиях ближе к γ -твердому раствору, а на конечных — к γ' -фазе.

Таким образом, проведенные исследования показывают, что степень карбидных превращений в материале лопаток зависит от температуры и времени ее воздействия. Следовательно, структурные параметры этих превращений, например, наличие вокруг первичных карбидов слоя γ' -фазы и ширина этого слоя, характеризуют температурные условия работы лопаток на двигателе. При этом в качестве микроструктурного критерия для более достоверного определения термомеханических условий эксплуатационной повреждаемости и оценки остаточного ресурса турбинных лопаток авиационных ГТД можно использовать морфологию плотообразной (рафт) структуры частиц γ' -фазы (в частности, направление их вытягивания (удлинения) в структуре материала лопаток по отношению к направлению действия растягивающих или сжимающих напряжений). Также необходимо учитывать коэффициент размерного упорядочения структуры (отношение произведения длины и ширины пластин γ' -фазы к расстоянию между пластинами), для которого должны быть установлены предельно допустимые значения.

Выявленный признак вытягивания частиц упрочняющей γ' -фазы в аксиальном направлении (вдоль оси лопатки, т. е. вдоль действующих при термоциклировании сжимающих напряжений), в отличие от поперечного вытягивания (перпендикулярно действующим растягивающим статическим напряжениям при ползучести), позволяет идентифицировать термоусталостный механизм повреждаемости материала турбинных лопаток, что вместе с данными по степени карбидных превращений в материале дополняет применяемые на сегодняшний день структурные параметры диагностики повреждаемости, оценки эксплуатационной работоспособности и прогнозирования остаточного ресурса изделия.

ЛИТЕРАТУРА

1. Кириков С. В., Перевезенцев В. Н., Тарасенко Ю. П. Анализ морфологических характеристик интерметаллидной фазы в жаропрочных никелевых сплавах / Вестник самарского университета. Аэрокосмическая техника, технология и машиностроение. 2016. Т. 15. № 4. С. 216 – 223.
2. Miura N., Harada N., Kondo Y., Matsuo T. Morphological changes in γ' -phase in different portions of first stage high pressure turbine blade of PWA 1480 / Proc. of the 7th Conf. “Materials for Advanced Power Engineering”. Berlin. Forschungszentrum Julich. 2002. P. 217 – 254.

3. Великанова Н. П., Киселев А. С. Анализ влияния эксплуатационной наработки на долговечность жаропрочного сплава рабочих лопаток турбин авиационных ГТД / Вестник КГТУ им. А. Н. Туполева. 2011. № 1. С. 23 – 26.
4. Бронфин М. Б., Протасова Н. А. Закономерности изменения структурного состояния рабочих лопаток ТВД из сплава ЖС30-ВИ в процессе эксплуатации двигателей НК-86А / Авиационная промышленность. 2004. № 3. С. 42 – 46.
5. Бронфин М. Б., Протасова Н. А. Структурные характеристики, отражающие состояние монокристаллического сплава ЖС30-ВИ в процессе ползучести / Межд. науч.-техн. конф. «Научные идеи С. Т. Кишкина и современное металловедение»: сб. науч. тр. — М.: ВИАМ, 2006. С. 137 – 149.
6. Биргер И. А., Балашов Б. Ф., Дульнев Р. А. и др. Конструкционная прочность материалов и деталей газотурбинных двигателей. — М.: Машиностроение, 1981. — 221 с.
7. Шалин Р. Е., Булыгин И. П., Голубовский Е. Р. Жаропрочность сплавов для газотурбинных двигателей. — М.: Металлургия, 1981. — 120 с.
8. Третьяченко Г. Н., Жарицкий О. Г. О повреждаемости лопаток циклическими теплосменами / Проблемы прочности. 1977. № 8. С. 8 – 10.
9. Киселев Ф. Д. Диагностика разрушений и оценка эксплуатационной работоспособности рабочих турбинных лопаток авиационных двигателей. — М.: Изд. МАТИ, 2013. — 296 с.

REFERENCES

1. Kirikov S. V., Perevezentsev V. N., Tarasenko Yu. P. Analysis morphological-cal characteristics of intermetallic phases in heat-resistant Nickel alloys / Vestn. Samar. Univ. Aërokosm. Tekhn. Tekhnol. Mashinost. 2016. Vol. 15. N 4. P. 216 – 223 [in Russian].
2. Miura N., Harada N., Kondo Y., Matsuo T. Morphological changes in γ' -phase in different portions of first stage high pressure turbine blade of PWA 1480. / Proc. of the 7th Conf. “Materials for Advanced Power Engineering”. Berlin. Forschungszentrum Julich. 2002. P. 217 – 254.
3. Velikanova N. P., Kiselev A. S. Analysis of the influence of exploitation developments on the durability of high-temperature alloy turbine blades of aviation engine / Vestn. KGTU im. A. N. Tupoleva. 2011. N 1. P. 23 – 26 [in Russian].
4. Bronfin M. B., Protasova N. A. Regularities of changes in structural condition of the HPT blade alloy GS 30-VI in the operation of engines NK-86A / Aviats. Promyshl. 2004. N 3. P. 42 – 46 [in Russian].
5. Bronfin M. B., Protasova N. A. Structural characteristics reflecting the state of the single crystal alloy GS 30-VI in the creep process / Proc. of the Int. sci.-tech. conf. “Scientific ideas by S. T. Kishkin and contemporary science.” — Moscow: VIAM, 2006. P. 137 – 149 [in Russian].
6. Birger I. A., Balashov B. F., Dul'nev R. A., et al. Structural strength of materials and parts of gas turbine engines. — Moscow: Mashinostroenie, 1981. — 221 p. [in Russian].
7. Shalin R. E., Bulygin I. P., Golubovskii E. R. The high temperature strength of alloys for gas turbine engines. — Moscow: Metallurgiya, 1981. — 120 p. [in Russian].
8. Tret'yachenko G. N., Zharitskii O. G. On damage to blades circular deplasmanda / Probl. Prochn. 1977. N 8. P. 8 – 10 [in Russian].
9. Kiselev F. D. Diagnosis of damage and assessment of operational health of workers turbine blades of aircraft engines. — Moscow: Izd. MATI, 2013. — 296 p. [in Russian].