

Рис. 9. Комбинированное зарождение «затравка–кристаллоотборник» (1)

нию структурного совершенства зародившегося от затравки монокристалла, что подтверждается достаточно малой для дендритно-ячеистой структуры ( $\sim 1,5$  град) угловой шириной рентгеновского рефлекса.

кристаллов. Кристаллоотборник представляет собой цилиндрическую вставку диаметром  $\sim 8\text{--}10$  мм и высотой  $\sim 10\text{--}12$  мм, в центре которой выполнен спиральный литниковый ход диаметром  $1,8\text{--}2$  мм. Эта вставка выполняется из керамической массы методом прессования с последующим обжигом. В комбинированной технологии кристаллоотборник, во-первых, отбирает одно субзерно из затравочного кристалла, если последний оказывается блочным, и, во-вторых, предотвращает или существенно уменьшает интенсивность образования на поверхности затравки пленок-конденсатов.

Результаты внедрения показали, что комбинированная технология монокристаллического литья обеспечивает высокий выход годного благодаря повыше-

Е.Н. КАБЛОВ, М.Р. ОРЛОВ, О.Г. ОСПЕННИКОВА

### МЕХАНИЗМЫ ОБРАЗОВАНИЯ ПОРИСТОСТИ В МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ЛОПАТКАХ ТУРБИНЫ И КИНЕТИКА ЕЕ УСТРАНЕНИЯ ПРИ ГОРЯЧЕМ ИЗОСТАТИЧЕСКОМ ПРЕССОВАНИИ

*Формирование усадочной и газовой пористости при литье турбинных лопаток из никелевых жаропрочных сплавов*

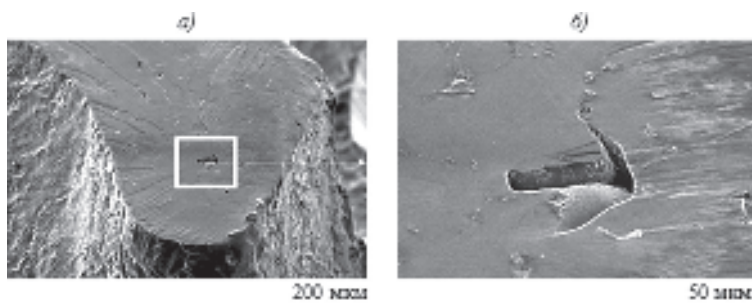
Применение современных жаропрочных сплавов на никелевой основе для литья монокристаллических рабочих лопаток турбины позволило существенно повысить рабочую температуру газа и ресурс двигателя, однако высокая чувствительность монокристаллов к геометрическим концентраторам напряжений в условиях действия вибрационных нагрузок выдвигает новые проблемы обеспечения ресурса, решение которых определяется двумя направлениями: механической доводкой профиля пера лопаток и совершенствованием технологии их производства в части получения более совершенной структуры.

По данным работы [1], коэффициент чувствительности  $K_{\sigma}$  (при  $R = -1$ ) монокристаллического жаропрочного сплава ЖС32-ВИ к геометрическим концентраторам напряжений в условиях многоциклового усталости (МнЦУ) при симметричном цикле нагружения достигает значений  $2,5\text{--}3,0$ . Высокая чувствительность монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов к концентраторам напряжений обусловлена отсутствием в монокристаллах большеугловых границ зерен, легированных упрочняющими элементами и являющихся эффективным препятствием для «эстафетного» скольжения дислокаций, движущихся, как правило, в плос-

кости одной из систем скольжения  $\{111\}\langle 110\rangle$ , в которой и развивается усталостная трещина при температурах до  $800^\circ\text{C}$ .

Регламентация аксиальной ориентировки монокристаллического сплава в рабочей лопатке турбины высокого давления (ТВД) в пределах угла отклонения ( $\alpha \leq 10$  град) кристаллографического направления  $[001]$  никелевого монокристалла от вертикальной оси  $Z$  лопатки ТВД снижает диапазон разброса расчетных значений усталостной прочности лопатки. Однако образование в структуре металла дефектов в виде пор снижает усталостную прочность монокристаллических лопаток.

Фрактографический анализ эксплуатационных разрушений монокристаллических рабочих лопаток турбины также подтверждает, что в большинстве случаев причиной зарождения и развития усталостных трещин является образование пор в наиболее нагруженных сечениях лопатки (рис. 1).



**Рис. 1.** Усадочная литейная пора ( $a - \times 85$ ;  $b - \times 500$ ) – очаг эксплуатационного усталостного разрушения внутренней перемычки между охлаждаемыми каналами монокристаллической рабочей лопатки ТВД ГТД АЛ-31Ф из жаропрочного сплава ЖС32-ВИ

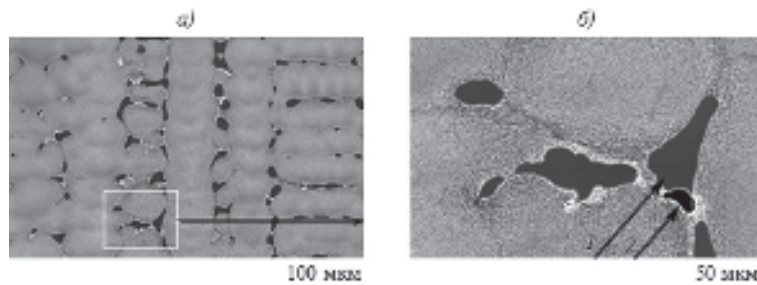
Для повышения работоспособности и предела выносливости монокристаллических рабочих лопаток ТВД требуется анализ механизмов образования пор в жаропрочных никелевых сплавах с целью уменьшения их размеров или полного устранения пор в структуре сплава.

Исследования пор различной морфологии в монокристаллических рабочих лопатках ТВД из никелевых жаропрочных сплавов методами металлографии высокого разрешения и фрактографии с использованием растровой электронной микроскопии позволяют условно разделить их на две группы. К первой группе следует отнести поры литейного происхождения – усадочную и газовую пористость, ко второй – поры термического происхождения, образующиеся в процессе технологических операций, связанных с нагревом отливок: гомогенизирующего отжига, пайки, нанесения жаростойких защитных покрытий.

Образование усадочных кристаллизационных пор в монокристаллических рабочих лопатках является результатом усадки в процессе направленной кристаллизации никелевых жаропрочных сплавов, имеющих достаточно большой температурный интервал кристаллизации ( $\Delta T_{кр}$ ) между температурами ликвидус ( $T_L$ ) и солидус ( $T_S$ ). Для монокристаллического жаропрочного сплава ЖС32-ВИ, по данным работы [1], он составляет  $67^\circ\text{C}$ . Температурный интервал кристаллизации сплава

$\Delta T_{кр}$  определяет размер двухфазной (жидко-твердой) зоны кристаллизации, представляющей собой дендриты, растущие в жидком расплаве, ориентированные осями первого порядка в направлении теплоотвода.

Низкое значение температурного градиента  $G = 10-40^\circ\text{C}/\text{см}$ , реализуемое в промышленных установках УВНК-8П для монокристаллического литья лопаток [2], определяет размер двухфазной зоны фронта кристаллизации жаропрочного сплава ЖС32-ВИ в направлении теплоотвода в пределах нескольких сантиметров. По мере роста дендритов в процессе направленной кристаллизации происходит рост осей дендритов второго порядка, перекрывающих капилляры, которые обеспечивают подпитку зон кристаллизации жидкой фазой при температуре  $T_S$ . В результате объемного эффекта кристаллизации в межосных зонах дендритов образуются усадочные поры. Кроме усадочных кристаллизационных пор, в результате развития ликвационных эффектов, в межосных зонах дендритов выделяются глобулярные включения ( $\gamma-\gamma'$ -эвтектики (рис. 2).



**Рис. 2.** Усадочные кристаллизационные поры ( $a - \times 100$ ;  $b - \times 500$ ) в монокристаллической рабочей лопатке из жаропрочного сплава ЖС36-ВИ:

$a$  – дендритная структура сплава;  $b$  – межосная зона дендрита с глобулярными включениями ( $\gamma-\gamma'$ -эвтектики (1) и усадочной литейной порой (2)

Исследование микроструктуры монокристаллических отливок рабочих лопаток ТВД и образцов из сплава ЖС32-ВИ после направленной кристаллизации при различных скоростях позволило установить следующее: размер усадочных кристаллизационных пор и размер включений ( $\gamma-\gamma'$ -эвтектики зависят от скорости направленной кристаллизации  $V$  (скорости перемещения блоков керамических оболочковых форм лопаток в жидкометаллический кристаллизатор) и коррелирует с величиной дендритов, или, как принято считать, расстоянием между осями дендритов первого ( $S_1$ ) и второго ( $S_2$ ) порядка.

Согласно результатам исследований [3–6], зависимость расстояния между осями дендритов первого порядка при направленной кристаллизации жаропрочного сплава, а также размер структурных составляющих монокристаллического жаропрочного сплава, к которым кроме карбидов и глобулярных включений ( $\gamma-\gamma'$ -эвтектики можно отнести кристаллизационные усадочные поры, можно представить в виде выражения:

$$S_1 = C(\Delta T, G)V^k,$$

где  $C$  – коэффициент пропорциональности, зависящий от температурного интервала кристаллизации жаропрочного сплава и теплового градиента на фронте кристаллизации.

Обработка фотографий микроструктуры монокристаллических отливок охлаждаемых лопаток ТВД из сплава ЖС32-ВИ, полученных в цифровом формате на оптическом микроскопе LEICA DRIRM, с использованием программы анализа изображений SIAMS-700, показала, что повышение скорости перемещения блоков керамических оболочковых форм лопаток в жидкометаллический кристаллизатор от 4 до 10 мм/мин действительно снижает расстояние  $S_1$  между осями дендритов первого порядка в среднем с 500 до 300 мкм, а размер усадочных пор  $D$  – в среднем от 120 до 50 мкм. Полученные данные согласуются с результатами исследований параметров дендритной структуры в зависимости от скорости направленной кристаллизации жаропрочных сплавов, представленными в работах [5–7].

Усадочные поры, образующиеся при вакуумном литье монокристаллических лопаток, как правило, не содержат посторонних включений либо загрязнений оксидного характера, поэтому могут быть практически полностью устранены методом горячего изостатического прессования (ГИП) [8–12].

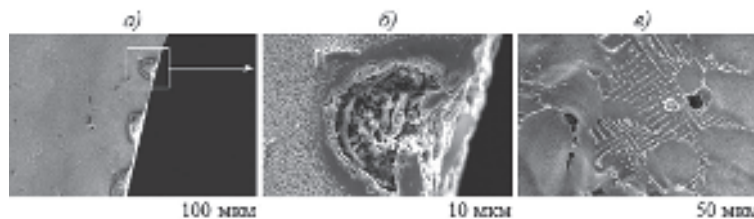
Еще одним дефектом литых турбинных лопаток являются газовые поры, образующиеся в процессе заливки жаропрочного сплава в оболочковые формы. Причиной их образования является выделение газов на поверхности формы при взаимодействии керамики с жидким металлом.

Вероятной причиной образования газовых пор является частичное восстановление оксидов алюминия и кремния керамической оболочковой формы и керамического стержня углеродом, входящим в состав жаропрочного сплава, с выделением пузырьков CO, попадающих в жидкий металл:



В процессе кристаллизации отливки газовые пузырьки образуют приповерхностные поры размером ~30–50 мкм. В приповерхностном слое металла вокруг газовых пор появляется обедненная алюминием и хромом зона толщиной ~5–10 мкм, не содержащая частиц упрочняющей  $\gamma'$ -фазы (рис. 3).

Направление реакций восстановления керамики углеродом (1) и (2) можно определить по величине энергии Гиббса ( $\Delta G_T$ ) образования соеди-



**Рис. 3.** Газовые поры на поверхности рабочей лопатки ТВД ГТД АЛ-31Ф из сплава ЖС32-ВИ:

*a* – газовые поры на наружной поверхности лопатки в сечении шлифа ( $\times 180$ );  
*b* – фрагмент газовой поры ( $\times 1500$ ); *c* – газовые поры на внутренней поверхности охлаждаемого канала ( $\times 500$ )

нений  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{CO}$  в зависимости от температуры  $T$  (в данном случае при температуре заливки сплава) и глубины вакуума в установке для направленной кристаллизации УВНК-8П.

Термодинамические расчеты, выполненные для реакций (1) и (2) с учетом энергии Гиббса для образования соединений  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{SiO}_2$  и  $\text{CO}$  при температуре 1500–2000 К и энтропии  $S$  для  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Al}$ ,  $\text{O}_2$ ,  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{Si}$ ,  $\text{CO}$  и  $\text{C}$  (представленные в справочнике [13]), позволяют получить зависимость  $\Delta G$  от давления газа  $\text{CO}$ :

$$\Delta G(T, P) = 3\Delta G_{\text{CO}}(T) = \Delta G_{\text{Al}_2\text{O}_3}(T) + RT \ln P_{\text{CO}}^3; \quad (3)$$

$$\Delta G(T, P) = 2\Delta G_{\text{CO}}(T) - \Delta G_{\text{SiO}_2}(T) + RT \ln P_{\text{CO}}^2. \quad (4)$$

С учетом глубины вакуума при заливке жаропрочного сплава, соответствующего давлению  $10^{-2}$  Па, энергия Гиббса для реакций восстановления керамики углеродом составит:

$$\Delta G = 1287 - 0,697 \cdot T, \text{ кДж/моль} - \text{ для электрокорунда } (\text{Al}_2\text{O}_3);$$

$$\Delta G = 697 - 0,438 \cdot T, \text{ кДж/моль} - \text{ для кварца } (\text{SiO}_2).$$

Температурные зависимости энергии Гиббса для химических реакций восстановления керамики при рабочем вакууме ( $P = 10^{-2}$  Па) в установке для направленной кристаллизации показывают, что в восстановительной атмосфере печи подогрева форм, оснащенной графитовыми нагревателями, значения  $\Delta G$  в выражениях (3) и (4) становятся отрицательными при температурах выше значений ~1850 К (1550°C) – для электрокорунда и ~1600 К (1300°C) – для кварца.

Полученные результаты показывают, что при температуре заливки, соответствующей  $1590 \pm 10^\circ\text{C}$ , и последующей направленной кристаллизации никелевого сплава ЖС32-ВИ возможно образование газовых пор в результате восстановления керамики с выделением газа  $\text{CO}$ .

Отсутствие внутри газовых пор крупных (10–40 мкм) кристаллов электрокорунда, входящего в состав керамической оболочковой формы, дает основание утверждать, что механизм образования поверхностных пор обусловлен именно газовыделением керамики при заливке жаропрочным сплавом оболочковой формы, а не шероховатостью керамики или попаданием в приповерхностную зону отливки отделившихся фрагментов керамики.

Газовые поры, расположенные на наружной поверхности отливки лопатки, легко выявляются методами капиллярной дефектоскопии и удаляются в процессе механической доводки профиля пера лопаток при выполнении операций шлифования и полирования проточной поверхности, а также при ее подготовке под операцию нанесения защитного жаростойкого покрытия. Газовые поры на внутренней поверхности охлаждаемых каналов недоступны для механического удаления (зачистки) и являются концентраторами напряжений, очагами зарождения усталостных и термоусталостных трещин.

Доступными способами борьбы с газовыми порами являются уменьшение кремнийсодержащих компонентов в составе керамики для направленной кристаллизации, применение водных связующих в технологии изготовления оболочковых керамических форм.

### **Формирование диффузионных пор в процессе термической обработки монокристаллических лопаток**

В жаропрочных никелевых сплавах после направленной кристаллизации наблюдается существенная неоднородность по составу, заключающаяся в обогащении осей дендритов тугоплавкими металлами – вольфрамом, рением, молибденом, хромом, а межосных участков  $\gamma'$ -образующими металлами – алюминием, титаном, ниобием и танталом [1, 14, 15].

В процессе выполнения операции термической обработки монокристаллических отливок происходит полное растворение упрочняющей  $\gamma'$ -фазы в осях дендритов и частичное (или полное) растворение  $\gamma'$ -фазы в межосных зонах. При изотермической выдержке развиваются встречные диффузионные потоки легирующих химических элементов: алюминий диффундирует в направлении осей дендритов, а вольфрам и рений – в межосные участки, выравнивая состав сплава.

Диффузионный поток алюминия, обладающего более высокой подвижностью в никелевой матрице, не компенсируется встречным диффузионным потоком вольфрама и рения, что приводит к росту концентрации вакансий в межосных зонах дендритов и, как результат, – к образованию диффузионных пор [16].

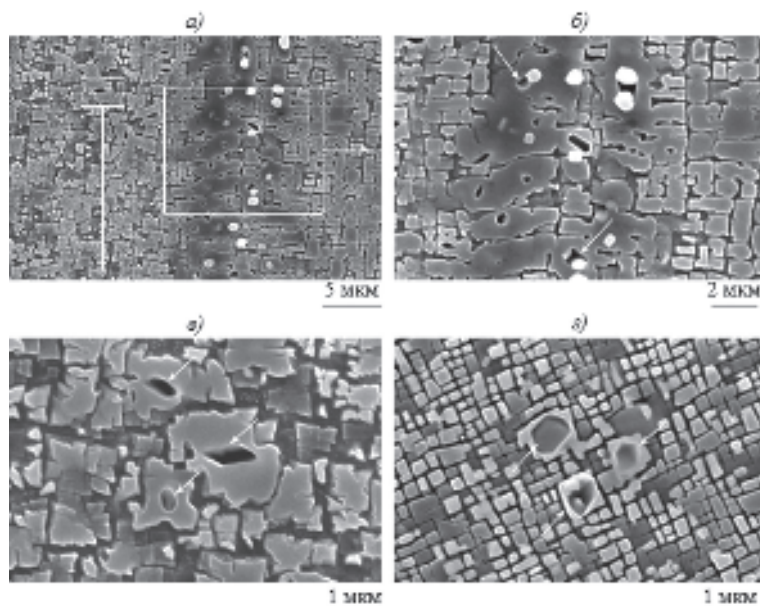
Процесс образования и растворения диффузионных пор в жаропрочном сплаве ЖС32-ВИ рассмотрен на примере монокристаллического образца, имеющего значительную ликвационную химическую неоднородность после направленной кристаллизации со скоростью  $V = 10$  мм/мин.

Для исследования процессов диффузии в монокристаллическом жаропрочном сплаве ЖС32-ВИ при термической обработке было определено содержание легирующих компонентов сплава в литом состоянии в осях и межосных пространствах дендритов методом рентгеноспектрального микроанализа (РСМА). Расчеты кинетики диффузионных процессов, выполненные с учетом концентрационных профилей легирующих компонентов и фактическим размером периодичности дендритной структуры, позволили определить скорость изменения концентрации вакансий в межосных зонах [17]:

$$\Delta c_v(t) = - \sum_i \Delta c_i(0) e^{-D_i(T) \frac{4\pi^2}{S_1^2} t}, \quad (5)$$

где  $\Delta c_v(t)$  – концентрация вакансий в межосных зонах в момент времени  $t$ ;  $\Delta c_i(0)$  – величина ликвационной неоднородности  $i$ -го компонента сплава в начальный момент времени ( $t = 0$ );  $D_i(T)$  – коэффициент диффузии  $i$ -го компонента сплава в никелевой матрице при температуре термической обработки  $T$  [18, 19];  $S_1$  – расстояние между осями дендрита первого порядка.

Повышение концентрации вакансий в межосных зонах дендритов приводит к образованию и росту диффузионных пор в процессе термической обработки лопаток в результате коагуляции вакансий. Исследование методом растровой электронной микроскопии межосных зон дендритов в монокристаллической рабочей лопатке турбины из сплава ЖС32-ВИ после выполнения операции пайки, совмещенной с термической обработкой по режиму 1280°C, 1 ч 20 мин, позволило обнаружить большое количество дисперсных диффузионных пор (рис. 4).



**Рис. 4.** Диффузионные поры (показаны стрелками), образовавшиеся в процессе высокотемпературной термовакуумной обработки (ВТВО) отливки рабочей лопатки ТВД ГТД АЛ-31Ф из сплава ЖС32-ВИ:

*a* – межосный участок дендрита ( $\times 4000$ ); *b* – образование диффузионных пор на межфазных поверхностях «карбид– $\gamma'$ -фаза» ( $\times 7500$ ); *c*, *d* – образование диффузионных пор внутри крупных частиц упрочняющей  $\gamma'$ -фазы, сохранившихся после направленной кристаллизации (*c* –  $\times 15000$ ; *d* –  $\times 12000$ )

Диффузионные поры образуются, как правило, внутри крупных частиц упрочняющей  $\gamma'$ -фазы, находящихся в состоянии трехосного растяжения вследствие отрицательного значения мисфита – параметра размерного несоответствия кристаллических решеток  $\gamma'$ - и  $\gamma$ -фаз в сплаве ЖС32-ВИ [1, 20]. Зарождение диффузионных пор начинается преимущественно на межфазных поверхностях «карбид– $\gamma'$ -фаза» (см. рис. 4, *b*).

Процессы повышения концентрации вакансий и роста диффузионных пор в межосных зонах дендритов, согласно уравнению (5), получают развитие в течение первых 3 ч гомогенизирующего отжига. Дальнейшая выдержка ( $>10$  ч) при температуре термической обработки приводит к снижению концентрации вакансий в межосных зонах дендритов и растворению диффузионных пор.

Усадочные кристаллизационные поры, не имеющие выхода на поверхность отливки лопатки, и диффузионные поры могут быть устранены методом ГИП.

#### ***Кинетика устранения пористости в монокристаллических отливках лопаток турбины в процессе ГИП***

Для обоснования режимов ГИП литых лопаток турбины требуется проведение исследований структурных изменений в жаропрочных никелевых сплавах при ГИП, а также необходим анализ кинетики ползучести металла в зоне расположения усадочных пор.

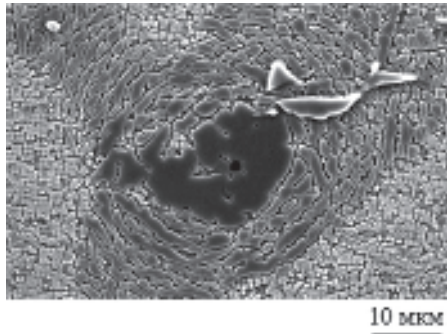


Рис. 5. Формирование «рафт»-структуры ( $\times 2000$ ) с концентрическим расположением пластин вокруг поры в процессе ГИП

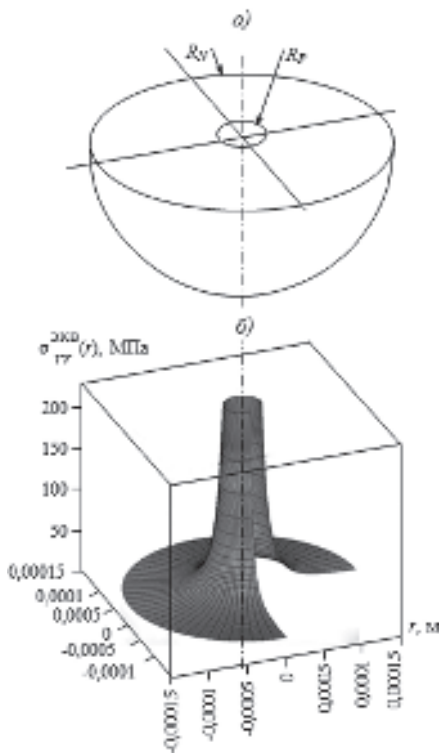


Рис. 6. Распределение эквивалентных растягивающих напряжений ( $\sigma$ ) в полой сфере ( $a$ ) с наружным радиусом  $R_N$  и радиусом внутренней полости  $R_P$  под воздействием внешнего гидростатического давления 150 МПа

Требования, предъявляемые к параметрам ГИП, заключаются в гарантированном устранении усадочной пористости лопаток при условии исключения перегрева сплава и минимизации времени изостатической выдержки. Для монокристаллических лопаток дополнительным условием является предотвращение рекристаллизации сплава в процессе деформации в зоне расположения пор.

Исследования методом растровой электронной микроскопии структурных изменений, происходящих в процессе ГИП, в зонах расположения усадочных пор в жаропрочном сплаве ЖС32-ВИ позволили установить, что пластическая деформация сплава сопровождается формированием концентрически расположенных пластин «рафт»-структуры вокруг уменьшающейся в размерах поры (рис. 5).

Образование «рафт»-структуры, ориентированной в поперечном направлении относительно действия растягивающего напряжения, характерно для образцов жаропрочного сплава при испытании на длительную прочность в диапазоне значений скорости установившейся ползучести  $\dot{\epsilon} = 10^{-7} \div 10^{-9} \text{ с}^{-1}$  [21].

Низкая скорость деформации жаропрочного сплава при ГИП позволяет отнести этот процесс деформации к линейным законам термофлуктуационных механизмов ползучести [22] – вакансионной ползучести Набарро–Херинга и дислокационной ползучести Харпера–Дорна:

$$\dot{\epsilon}(t) = A\sigma(t)e^{-\frac{Q}{RT}}, \quad (6)$$

где  $\dot{\epsilon}(t)$  – скорость ползучести;  $\sigma(t)$  – действующее напряжение в зоне расположения поры;  $Q$  – энергия активации процесса ползучести;  $R$  – универсальная газовая постоянная;  $T$  – температура процесса ГИП;  $A$  – коэффициент пропорциональности.



Согласно формуле (6), кинетическую модель ползучести сплава в процессе ГИП можно получить на основании данных о напряженно-деформированном состоянии металла в зоне усадочной поры и энергии активации ползучести сплава.

Для рассмотрения напряженно-деформированного состояния металла в зоне расположения поры при ГИП следует обратиться к решению задачи Ламе для толстостенной полой сферы, выбрав ее параметры соразмерно толщине стенок турбинных лопаток и величине выявляемых в них усадочных кристаллизационных пор.

Согласно решению Ламе [23], распределение напряжений в стенке полой сферы с наружным радиусом  $R_N$  и радиусом внутренней полости  $R_P$  под воздействием внешнего гидростатического давления  $P_N$  и при отсутствии давления во внутренней полости имеет следующий вид в сферической системе координат:

$$\sigma_{rr}(r) = -\frac{P_N R_N^3}{R_N^3 - R_P^3} \left( 1 - \frac{R_P^3}{r^3} \right) \text{ — для радиальной составляющей,} \quad (7)$$

$$\sigma_{tt}(r) = -\frac{P_N R_N^3}{R_N^3 - R_P^3} \left( 1 + \frac{R_P^3}{2r^3} \right) \text{ — для тангенциальной составляющей.} \quad (8)$$

В случае сложного напряженного состояния изотропного материала при одновременном приложении растягивающего напряжения вдоль одной оси  $\sigma_{rr}(r)$  и сжимающих напряжений в поперечном направлении  $\sigma_{tt}(r)$ , исследуемое напряженное состояние можно представить в виде суммы двух состояний, одно из которых представляет собой эквивалентное одноосное растяжение, а второе — гидростатическое сжатие [24]. Согласно критерию эквивалентности напряжений Треска–Сен-Венана, эквивалентное одноосное растяжение имеет вид:

$$\sigma_{rr}^{\text{экв}}(r) = \sigma_{rr}(r) - \sigma_{tt}(r) = \frac{P_N R_N^3}{R_N^3 - R_P^3} \left( \frac{3}{2} \frac{R_P^3}{r^3} \right),$$

или с учетом малого размера пор ( $R_P \ll R_N$ ):

$$\sigma_{rr}^{\text{экв}}(r) = P_N \left( \frac{3}{2} \frac{R_P^3}{r^3} \right). \quad (9)$$

Распределение эквивалентных растягивающих напряжений в радиальном направлении в стенке полой сферы в условиях гидростатического сжатия под воздействием внешнего давления представлено на рис. 6.

В соответствии с уравнениями (6) и (9), скорость деформации сплава в радиальном направлении в начальный момент времени с учетом направления (при ГИП размер полости уменьшается) можно представить:

$$\dot{\varepsilon}(r) = -AP_N \left( \frac{3}{2} \frac{R_P^3}{r^3} \right) e^{-\frac{Q}{RT}}.$$

Скорость изменения радиуса поры  $R_p$  в момент времени  $t$ :

$$\dot{R}_p(t) = -R_p(t) \frac{3}{2} A P_N e^{-\frac{Q}{RT}}. \quad (10)$$

Решение дифференциального уравнения (10) позволяет определить размер поры в произвольный момент времени ГИП:

$$R_p(t) = R_p e^{-\frac{3}{2} A P_N e^{-\frac{Q}{RT}} t}. \quad (11)$$

Для расчетов кинетики уменьшения размера усадочных пор в процессе ГИП турбинных лопаток из жаропрочного никелевого сплава, согласно уравнению (11), достаточно определить энергию активации  $Q$  диффузионной ползучести сплава и коэффициент пропорциональности  $A$ , по результатам испытаний образцов на длительную прочность с регистрацией скорости деформации на установившейся стадии ползучести.

Оценочный расчет времени уменьшения размера пор от 25 до 0,25 мкм при ГИП отливок турбинных лопаток из сплава ЖС32-ВИ по формуле (11) дает величину порядка 40 мин. Экспоненциальная зависимость уменьшения размера пор от времени ГИП означает, что со временем процесс устранения пор замедляется.

Процесс растворения пор малого размера ( $R_p < 1$  мкм) по механизму диффузии вакансий под воздействием сил поверхностного натяжения без участия внешнего давления можно представить в виде [25]:

$$\dot{R}_p(t) = -2 \frac{D\Omega\gamma}{R_p^2(t)RT}, \quad (12)$$

где  $D$  – коэффициент самодиффузии никеля при температуре ГИП,  $D = 3,2 \cdot 10^{-14}$  м<sup>2</sup>/с [16];  $\Omega$  – мольный объем для чистого никеля,  $\Omega = 6,6 \cdot 10^{-6}$  м<sup>3</sup>/моль;  $\gamma$  – энергия поверхностного натяжения для чистого никеля,  $\gamma = 1,8$  Дж/м<sup>2</sup>;  $R$  – универсальная газовая постоянная,  $R = 8,31$  Дж/(К·моль);  $T$  – температура ГИП, К.

Решение дифференциального уравнения (12) позволяет определить время полного растворения поры радиусом  $R_p$  под воздействием сил поверхностного натяжения:

$$t = \frac{1}{6} \frac{RT}{D\Omega\gamma} R_p^3. \quad (13)$$

Оценочный расчет по формуле (13) показывает, что малые поры размером  $R_p \approx 0,25$  мкм, остающиеся в процессе уплотнения отливок, растворяются по механизму диффузии вакансий за время ~100 с. Эти данные подтверждены экспериментами по восстановлению тонкой структуры сплава ЖС32У-ВИ и устранению эксплуатационных диффузионных пор методом высокотемпературной термической обработки рабочих лопаток турбины, отработавших ресурс.

Кинетика одновременного действия двух механизмов уменьшения размера поры при ГИП определяется дифференциальным уравнением, учитывающим оба слагаемых (10) и (12):

$$\dot{R}_P(t) = -\frac{3}{2}AP_N e^{-\frac{Q}{RT}} R_P(t) - 2\frac{D\Omega\gamma}{RT} R_P^2(t). \quad (14)$$

Решение дифференциального уравнения (14) позволяет определить время полного устранения усадочных кристаллизационных пор размером  $R_P$  при заданных параметрах процесса ГИП (температура  $T$ , давление  $P_N$ ) с учетом характеристик процесса ползучести сплава (энергии активации  $Q$  и коэффициента пропорциональности  $A$ ), определяемых серийных экспериментов по формуле (6).

Таким образом, исследованы структурные особенности пористости, образующейся в процессе кристаллизации монокристаллических рабочих лопаток турбины из жаропрочных никелевых сплавов. Выполнена термодинамическая оценка условий восстановления материалов оболочковых керамических форм и керамических стержней – электрокорунда  $Al_2O_3$  и кварца  $SiO_2$  в восстановительной атмосфере установки для направленной кристаллизации УВНК-8П. Предложен механизм образования поверхностных газовых пор в отливках монокристаллических лопаток турбины.

Выполнены расчеты кинетики роста и снижения концентрации вакансий, определяющей образование и растворение диффузионных пор в межосных зонах дендритов сплава ЖС32-ВИ в процессе термической обработки.

Методом растровой электронной микроскопии исследованы структурные особенности жаропрочных сплавов после ГИП. Установлено, что в результате высокотемпературной ползучести сплава в зонах расположения усадочных пор формируется «рафт»-структура с концентрическим расположением пластин упрочняющей  $\gamma'$ -фазы.

Рассмотрена кинетическая модель устранения усадочной пористости в отливках лопаток турбины в процессе ГИП, сочетающая механизм высокотемпературной ползучести жаропрочного сплава под воздействием гидростатического давления и механизм растворения пор в результате диффузии вакансий.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Шалин Р.Е., Светлов И.Л., Толорайя В.Н. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов. М.: Машиностроение. 1977. 336 с.
2. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Светлов И.Л. Современные литые никелевые жаропрочные сплавы // Труды Международной науч.-техн. конф., посвященной 100-летию со дня рождения акад. С.Т. Кишкина. М.: ВИАМ. 2006. С. 39–55.
3. Каблов Е.Н., Герасимов В.В., Дубровский А.В. Технологические аспекты управления структурой жаропрочных сплавов при направленной кристаллизации // Литейное производство. 1994. № 4. С. 7–8.
4. Elliot A.J., Karney G.B., Gigliotti M.F.X., Pollock T.M. Issues in processing by the liquid-Sn assisted directional solidification technique / Superalloys 2004 // The Minerals, Metals & Materials Society. 2004. P. 421–430.

5. *Кулешова Е.А., Глезер Г.М., Петрушин Н.В.* Влияние параметров структуры на служебные характеристики литейных высокожаропрочных никелевых сплавов // Труды Международной науч.-техн. конф., посвященной 100-летию со дня рождения акад. С.Т. Кишкина. М.: ВИАМ. 2006. С. 200–211.
6. *Wege R., Wortman J.* Eigenschaften einkristalliner turbinenschaufelwerkstoffe // *Mat-wiss und Werkstofftechnik*. 1989. V. 20. P. 207–216.
7. *Гайдук С.В., Кононов В.В., Петрик И.А., Налесный Н.Б.* Влияние скорости кристаллизации и термической обработки на структуру и свойства монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов // Вестник двигателестроения. 2005. № 1. С. 150–153.
8. *Broomfield R.W., Ford D.A., Bhangu H.K., Thomas M.C., Frasier D.J., Burkholder P.S., Harris K., Erickson G.L., Wahl J.B.* Development and turbine engine performance of three advanced rhenium containing superalloys for single crystal and directionally solidified blades and vanes. Presented at the ASME (IGNI) EXPO'97. USA. 1997. P. 1–18.
9. *Fullagar K.P.L., Broomfield R.W., Hulands M., Harris K., Erickson G.L., Sikkenga S.L.* Aero Engine Experience With CMSX-4 Alloy Single-Crystal Turbine Blades // *Transactions of the ASME*. 1996. V. 118. P. 380–388.
10. *Толорайя В.Н., Филонова Е.В., Чубарова Е.Н.* и др. Горячее изостатическое прессование монокристаллических отливок кристаллографической ориентации [001] из сплава ЖС36 / Тезисы докладов Международной науч.-техн. конф. «Актуальные вопросы авиационного материаловедения». М.: ВИАМ. 2007. С. 50–51.
11. *Калицев В.А., Щербаков А.И., Евгенов А.Г.* Влияние ВГО на структуру, свойства и концентрацию пор в литых лопатках из ренийсодержащих сплавов / Тезисы докладов Международной науч.-техн. конф. «Актуальные вопросы авиационного материаловедения». М.: ВИАМ. 2007. С. 51–52.
12. *Оспенникова О.Г., Орлов М.Р.* Повышение свойств жаропрочного сплава ЖС6У-ВИ путем горячего изостатического прессования и последующей термической обработки // *Материаловедение*. 2007. № 9. С. 32–36.
13. *Смитлз К.Дж.* Металлы: Справочник / Пер. с англ. под ред. Глазунова С.Г. М.: Металлургия. 1980. 446 с.
14. *Кулешова Е.А., Логунов А.В., Черкасова Е.Р.* Дендритная ликвация в никелевых жаропрочных сплавах // *МиТОМ*. 1981. № 6. С. 20–23.
15. *Кулешова Е.А., Черкасова Е.Р.* Исследование химической неоднородности современных никелевых сплавов методом микрорентгеноспектрального анализа // *Вопросы авиационной науки и техники. Серия «Авиационные материалы»*. 1987. С. 146–150.
16. *Anton D.L., Giamei A.F.* Porosity Distribution and Growth During Homogenization in Single Crystals of a Nickel-base Superalloy // *Materials Science and Engineering*. 1985. V. 76. P. 173–180.
17. *Орлов М.Р.* Физико-химические особенности образования пор термического происхождения и работоспособность монокристаллических лопаток турбины // *Деформация и разрушение материалов*. 2008. № 6. С. 43–48.
18. *Landolf-Börnstein.* Numerical Data and Functional Relationship in Science and Technology. New Series. Group III: Crystal and Solid State Physics. Diffusion in Solid Metals and Alloys. Spring-Verlage Berlin Heidelberg. 1990. V. 26. 886 p.
19. *Karunaratne M.S.A., Cox D.C., Carter P., Reed R.C.* Modeling of the Microsegregation in CMSX-4 Superalloy and Its Homogenization During Heat Treatment: Superalloy 2000 // *TMS*. 2000. P. 263–272.
20. *Игнатова И.А., Кривко А.И., Самойлов А.И.* Развитие рентгеновских методов анализа структуры и напряженного состояния жаропрочных сплавов // *Авиационные материалы на рубеже XX–XXI веков: науч.-техн. сб.* М.: ВИАМ. 1994. С. 465–483.

21. Каблов Е.Н., Голубовский Е.Р. Жаропрочность никелевых сплавов. М.: Машиностроение. 1998. 464 с.

22. Штрель М.А. Прочность сплавов. Часть II. Деформация: Учеб. для вузов. М.: МИСиС. 1997. 527 с.

23. Хан Х. Теория упругости: Основы линейной теории и ее применения: Пер. с нем. М.: Мир. 1988. 344 с.

24. Бернштейн М.Л., Займовский В.А. Механические свойства металлов. М.: Metallurgia. 1979. 496 с.

25. Бокштейн Б.С., Есин В.А., Ларионов В.Н., Орлов М.Р., Оспенникова О.Г. Диффузионная модель вакансионного растворения пор в условиях газоиостатического прессования монокристалла жаропрочного сплава на никелевой основе // Известия вузов. Черная металлургия. 2006. № 3. С. 5–9.

*Е.Н. КАБЛОВ, О.Г. ОСПЕННИКОВА, Б.С. ЛОМБЕРГ*

### **КОМПЛЕКСНАЯ ИННОВАЦИОННАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ШТАМПОВКИ НА ВОЗДУХЕ В РЕЖИМЕ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ ДИСКОВ ИЗ СУПЕРЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ**

Наиболее ответственными среди комплектующих деталей как с точки зрения повышения тактико-технических параметров изделий, так и в отношении ресурса и надежности при эксплуатации являются диски турбины и компрессора.

Для достижения необходимых эксплуатационных свойств дисков из новых материалов центральными являются вопросы, связанные с разработкой инновационных технологий, обеспечивающих получение необходимого сортамента полуфабрикатов для современных и перспективных ГТД и ГТУ.

В металлургической промышленности РФ отсутствует специализированное производство дисков (диаметром до 300 мм) из труднодеформируемых высоколегированных сплавов на основе никеля и титана для малоразмерных газотурбинных двигателей (вертолетные двигатели, силовые установки, двигатели для ракетной техники и др.).

В настоящее время штамповки дисков диаметром <300 мм изготавливаются на оборудовании, предназначенном для производства крупногабаритных заготовок. Поэтому коэффициент использования дорогостоящего металла (КИМ) составляет 0,2–0,3, а штамповки имеют разнородную структуру и характеризуются нестабильным уровнем механических свойств.

Для решения важнейшей народнохозяйственной задачи обеспечения производства малоразмерных газотурбинных двигателей экономичными, высококачественными заготовками дисков из высокожаропрочных никелевых и высокопрочных титановых сплавов в ВИАМ разработан комплекс принципиально новых технологий, реализованных на созданном специализированном уникальном оборудовании для выплавки и обработки давлением, не имеющем аналогов в отечественной и зарубежной промышленности.

Разработанный технологический процесс изотермической штамповки предполагает использование в качестве исходной заготовки как серийного пресс-прутка, так и впервые в мировой практике непосредственно