

УДК 629.7.036.3:621.785.5:620.178.3

ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТИ «ЕЛОЧНОГО» ЗАМКА МОНОКРИСТАЛЬНЫХ РАБОЧИХ ЛОПАТОК ИЗ СПЛАВА ЖС36ВИ

В. В. Куренкова

Представлены результаты анализа исходного состояния поверхности «елочных» хвостовиков рабочих лопаток из монокристалльного сплава ЖС36ВИ на различных этапах их механотермической обработки. Установлена взаимосвязь состояния поверхности «елочного» замка с сопротивлением реальных деталей многоциклового усталости. Показана целесообразность применения поверхностного пластического деформирования деталей, подверженных вибрационному нагружению металлическими микрошариками (диаметром 100... 200 мкм), что способствует увеличению сопротивления усталости лопаток, работающих в составе турбины АГТД.

Results of analysis of initial state of surface of «fir-tree» stems of blades of single-crystal alloy ZhS36VI at different stages of their mechanical-heat treatment are presented. The relation between the state of surface of fir-tree locking piece and resistance of real parts to a low-cycle fatigue was established. The expediency of application of surface plastic deformation of parts subjected to vibration loading by metal microballs (of 100... 200 mm diameters) is shown, thus promoting the increase in fatigue resistance of blades, operating in the composition of turbine of AGTE.

Ключевые слова: рабочая лопатка; монокристалльный никелевый сплав ЖС36ВИ; «елочный» хвостовик; зуб и впадина замка; термомеханическая обработка; микроструктура; глубинное шлифование; многоцикловая усталость; сжимающие напряжения; микротвердость; поверхностная пластическая деформация; дробеструйное упрочнение

Одним из важнейших критериев определения надежности и ресурса рабочих лопаток газотурбинных установок является сопротивление их многоциклового усталости, определяемое конструкцией деталей и материалом, из которого изготовлена лопатка, средой испытания, температурой и процессами окисления, протекающими на их трактовой поверхности при эксплуатации.

Химический и фазовый составы сплавов в значительной степени влияют на зарождение трещин усталости и сопротивление их распространению, а также на абсолютные значения предела выносливости σ_{-1} [1]. Совершенствование композиций и структуры жаропрочных сплавов (ЖС), повышение уровня статических характеристик кратковременной и длительной прочности позволяют увеличить сопротивление многоциклового усталости материала. Как отмечается в работах [2, 3], поведение металлов при циклическом нагружении определя-

ется их микроструктурными и макроструктурными особенностями.

Основными очагами зарождения микротрещин усталости в сплавах являются частицы карбидов и боридов, микропоры. В безуглеродистых монокристаллических сплавах, например ЖС36 и ЖС40, карбидные фазы практически отсутствуют. Поэтому пределы усталости указанных сплавов при комнатной температуре имеют более высокие значения, чем в углеродистых с равноосной структурой [4]. Однако, в сравнении с такими сплавами, монокристаллические отличаются высокой чувствительностью к концентраторам напряжений, особенно монокристаллические углеродсодержащие типа ЖС6Ф и ЖС32, для которых коэффициент концентрации напряжений $K_{\sigma_{-1}} = \sigma_{-1\text{глад}} / \sigma_{-1\text{над}}$ ($\sigma_{-1\text{глад}}$, $\sigma_{-1\text{над}}$ — пределы выносливости соответственно гладкого и надрезанных образцов) составляет 2,5... 3,0 при 20 °С, тогда как для безуглеродистых монокристаллических сплавов (ЖС36 и ЖС40) $K_{\sigma_{-1}} = 1,5... 1,6$ [1]. Общим для всех сплавов является снижение чувствительности к концентрации напряжений при повышенных температурах.

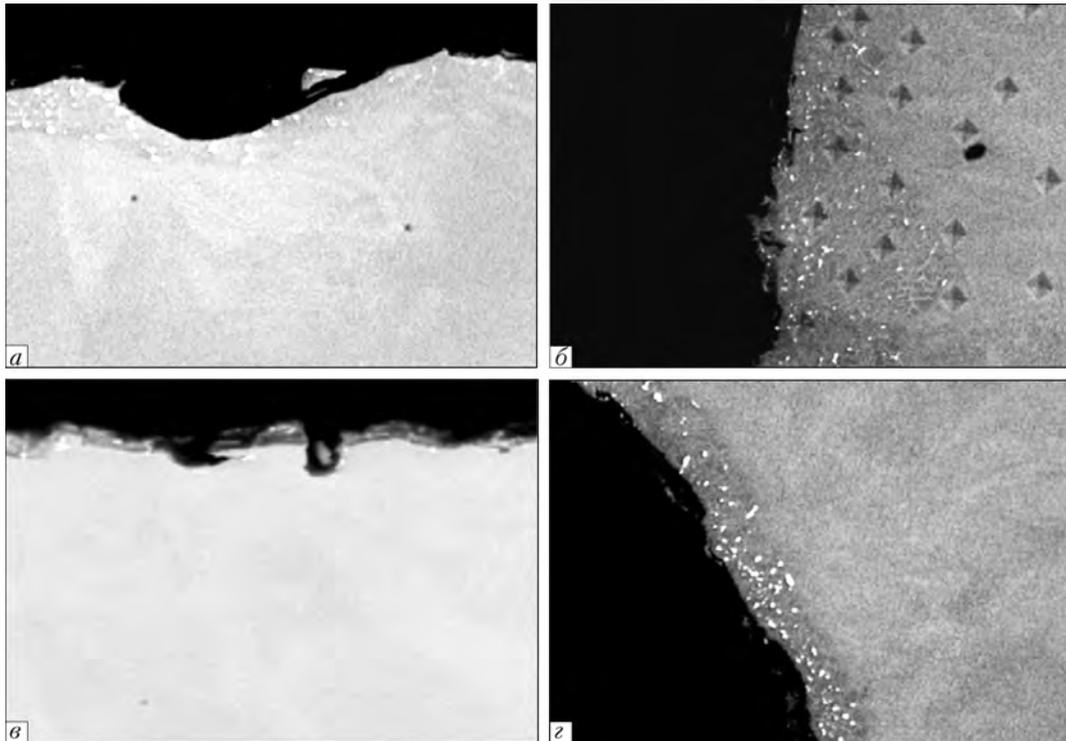


Рис. 1. Структура поверхности ($\times 1000$) вершины первого зуба рабочей лопатки из монокристалльного сплава ЖС36ВИ, прошедшей полный цикл термомеханической обработки и УМШ: *a* — поверхность первого зуба; *b* — поверхность первого зуба после измерения микротвердости; *v, z* — соответственно впадина и стенка зуба

Сопротивление усталости монокристалльных ЖС зависит от кристаллографической ориентации. Так, при $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ ориентация $[111]$ для всех сплавов более прочная, чем ориентация $[001]$. Однако при $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ в сплаве ЖС36 пределы усталости имеют одинаковые значения для обеих ориентаций. Следовательно, при высокой температуре анизотропия значений σ_{-1} для монокристалльных ЖС нивелируется подобно кратковременным и длительным статическим испытаниям. Отлитые в печах с высоким термическим градиентом монокристаллы характеризуются более высоким значением σ_{-1} , поскольку имеют дисперсную дендритную структуру и содержат меньшее количество микропор [1].

Высокую чувствительность монокристаллов к концентраторам напряжений связывают с отсутствием границ зерен, в некотором роде являющихся препятствием на пути распространения магистральной трещины усталости. В поликристаллических сплавах трещина изменяет направление своего распространения всякий раз при пересечении границы зерен. Это определяет увеличение длины траектории трещины усталости.

В монокристаллах с надрезом трещина усталости практически беспрепятственно распространяется через весь образец. Поэтому монокристаллическая лопатка отличается высокой чувствительностью к наличию концентраторов напряжений, например литейных дефектов.

У рабочих лопаток газотурбинных двигателей «елочный» хвостовик является не менее важной и ответственной частью, по сравнению с пером. Именно замковые части, работающие при значениях тем-

пературы не более $600\text{...}750\text{ }^{\circ}\text{C}$, несут наибольшую нагрузку и подвергаются преимущественно усталостному разрушению. Так, при стендовых испытаниях рабочих лопаток из сплава ЖС36ВИ очаги зарождения усталостных трещин зафиксированы в области выхода впадины первого зуба на торцевую часть хвостовика.

Поверхностный слой хвостовой части лопатки играет значительную роль в формировании несущей способности деталей [1]. Усталостные разрушения турбинных лопаток составляют 33 % из общей гаммы разрушений этого типа деталей авиационных газотурбинных двигателей. Одной из основных причин разрушения является снижение предела выносливости из-за образования микротрещин в поверхностном слое, поврежденном при неоптимальных условиях механической обработки изделия, к которым можно отнести режимы резки профиля хвостовика, неравномерность распределения нагрузки по зубьям хвостовика, металлургические дефекты и остаточные растягивающие напряжения.

Цель настоящей работы заключалась в определении микроструктурных причин разрушения монокристалльных лопаток при усталостных испытаниях; требовалось выявить металлургические, структурные или методические факторы, вызывающие снижение выносливости металла при знакопеременном нагружении.

Рабочие лопатки получали способом литья по выплавляемым моделям из монокристалльного сплава ЖС36ВИ (мас. %: Ni-9Co-4Cr-6Al-1Ti-1Mo-12W-2Re). Отлитые заготовки лопаток подвергали полному циклу термомеханической обработки пос-

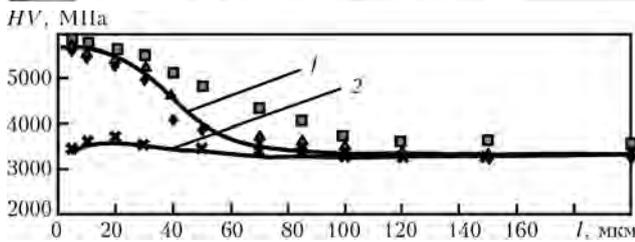


Рис. 2. Микротвердость приповерхностного слоя металла первого зуба рабочей лопатки из сплава ЖС36ВИ после различных этапов технологической обработки: 1 – после полного цикла термомеханической обработки лопатки + УМШ (у заказчика); 2 – после гомогенизации заготовки; l – расстояние от поверхности

ле изготовления. Использовали финишную обработку замка – поверхностное пластическое деформирование (ППД), которое заключалась в дробеструйном упрочнении стальными микрошариками (УМШ) «елочного» хвостовика.

Объектом исследования были фрагменты замковой части после различных этапов термомеханической обработки лопаток. На микрошлифах изучали структуру поверхности металла в основном в окрестности первого зуба и впадины хвостовика. Исследования проводили на электронном сканирующем микроскопе CamScan-4, химический состав измеряли с использованием рентгеноспектральной приставки Energy-200. Микротвердость металла приповерхностных слоев определяли на приборе «Micro-Duromat 4000E» при нагрузке 0,1... 0,2 Н.

Полученные результаты. Основные структурные исследования проводили на замковой части рабочих лопаток, прошедших все этапы термомеханической обработки перед стендовыми испытаниями. Технологическая цепочка изготовления лопаток включала гомогенизацию заготовок при 1320 °С, 4 ч; охлаждение в аргоне; нарезку замка глубинным шлифова-

нием [5]; высокотемпературное промежуточное старение при 1030 °С, 4 ч; окончательное старение при 870 °С, 24... 32 ч и УМШ.

На рис. 1 показана развитая шероховатая поверхность первого зуба хвостовика с глубиной микронеровностей 10... 20 мкм. Нерегулярные «зарезы» и вмятины на поверхности зуба свидетельствуют о достаточно жестком режиме нарезки замка и поверхностного пластического деформирования в процессе УМШ лопатки. График изменения микротвердости поверхности металла первого зуба на глубину 150... 200 мкм подтверждал наличие на хвостовике лопатки слоя, подвергнутого ППД (рис. 2, 1).

Микротвердость сплава лопаток ЖС36ВИ в объеме хвостовика составляла примерно 3400 МПа. Максимальное поверхностное упрочнение после всех этапов термомеханической обработки лопатки получено на глубине до 30 мкм. Максимальная микротвердость в этом случае составляла 5700... 5800 МПа.

Характер распределения микротвердости по толщине поверхностного слоя свидетельствует о том, что воздействие ППД при обработке замка ощущается на глубине до 80 мкм. Это не всегда отражалось на микроструктуре поверхностных слоев первого зуба. Полученная область значений микротвердости (рис. 2, 1) свидетельствовала о небольшом разбросе измерений, выполненных на поверхности в области вершины и впадины первого зуба.

При изучении структуры поверхности зуба в обратноотраженных электронах зафиксировано наличие внешнего слоя, содержащего светлые включения, при этом глубина слоя нетравленного шлифа составляла от 5 до 25 мкм (рис. 1, а, з). Наибольшая глубина характерного слоя обнаружена в местах перехода от поверхности стенки зуба к вершине; периодически фиксировались микротрещины. Светлые

Химический состав металла поверхностного слоя хвостовика лопатки из сплава ЖС36ВИ после полного цикла термомеханической обработки, включая дробеструйное УМШ замка

Спектр анализа	Массовая доля компонентов, %											
	C*	O	Al	Ti	Cr	Co	Ni	Fe	Nb	Mo	W	Re
<i>Вершина первого зуба</i>												
1	6,20	–	2,51	0,78	6,47	7,99	41,02	0,67	0,81	2,28	20,88	10,38
2	8,60	–	2,92	0,76	6,47	7,52	46,31	0,68	0,57	2,23	16,49	7,45
3	8,94	–	1,73	0,61	8,38	5,90	32,07	1,10	1,60	3,78	30,48	5,41
4	17,93	0,35	1,39	0,42	8,33	7,19	32,41	0,80	1,02	2,99	23,57	3,61
5	11,62	2,50	2,21	0,93	8,64	7,76	43,59	0,34	1,02	1,65	17,02	2,69
6	5,82	–	2,71	0,52	12,12	10,73	52,91	–	0,70	1,52	10,09	2,88
7	6,15	–	5,46	1,41	4,32	6,16	64,21	–	0,77	0,29	9,31	1,92
<i>Переход от первого зуба к впадине</i>												
1	33,30	4,09	2,25	0,39	7,53	6,95	33,15	0,49	0,11	1,15	8,68	1,91
2	25,93	8,89	2,41	0,39	7,59	7,23	32,62	1,77	–	1,02	10,36	1,80
3	6,23	–	1,20	0,26	7,23	8,07	27,51	–	0,24	2,56	33,74	12,94

*Значения содержания углерода приведены качественно.

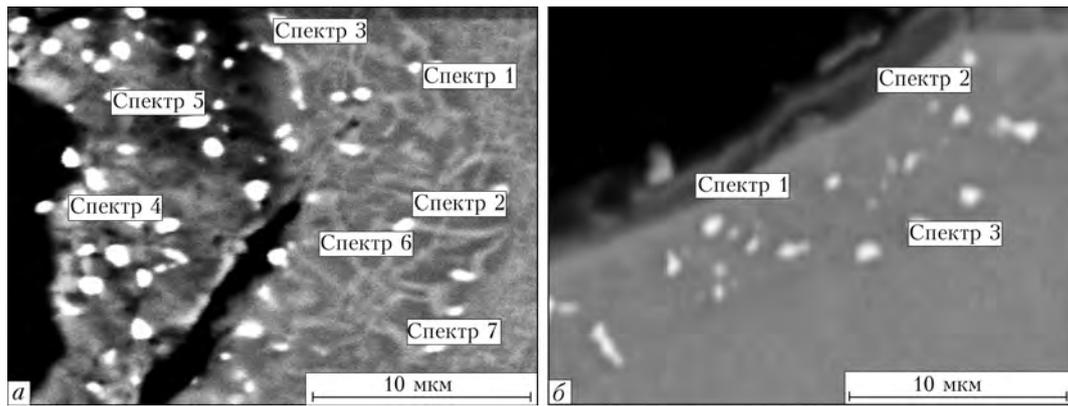


Рис. 3. Участки рентгеноспектрального анализа структуры поверхности зуба: *a* – вершина зуба; *б* – переход от первого зуба к впадине

включения представляли собой карбидные фазы на основе вольфрама (18...30 мас. %) типа $(Ni_3, W_3)C$ (таблица, рис. 3). В состав карбидных фаз, кроме вольфрама, входили никель и рений (4...11 мас. %). Размер карбидных фаз составлял 1...2 мкм.

Наличие карбидных частиц на рабочей поверхности зуба из монокристалльного сплава может рассматриваться как возможный очаг зарождения усталостных микротрещин при испытаниях или эксплуатации деталей в турбине. Карбиды являются источниками концентрации напряжений в матрице под нагрузкой вследствие разницы их модулей упругости и матричного раствора [2].

На поверхности зуба лопатки обнаружены остатки углеродной пленки, появление которой, скорее всего, связано с процессом глубинного шлифования (таблица, рис. 3). Очевидно, что при наличии на поверхности избыточного углерода и относитель-

но высокой температуре первого старения (1030 °С) возможно протекание реакции взаимодействия активных карбидообразующих (вольфрам, рений) со свободным углеродом и образование в дальнейшем карбидных фаз.

В силу того, что металлическая поверхность хвостовика зуба и впадины активирована использованными режимами глубинного шлифования, диффузионное взаимодействие компонентов охлаждающей среды с поверхностными слоями хвостовика при шлифовании происходило довольно быстро.

Особенностью структуры приповерхностного слоя зуба хвостовика являлось то, что в результате диффузионного взаимодействия компонентов сплава с углеродом охлаждающей среды матричный раствор (на глубине до 30 мкм) обезлегировался вольфрамом (от 12,7 до 9,67 %) и рением (от 3,67 до 1,84 %),

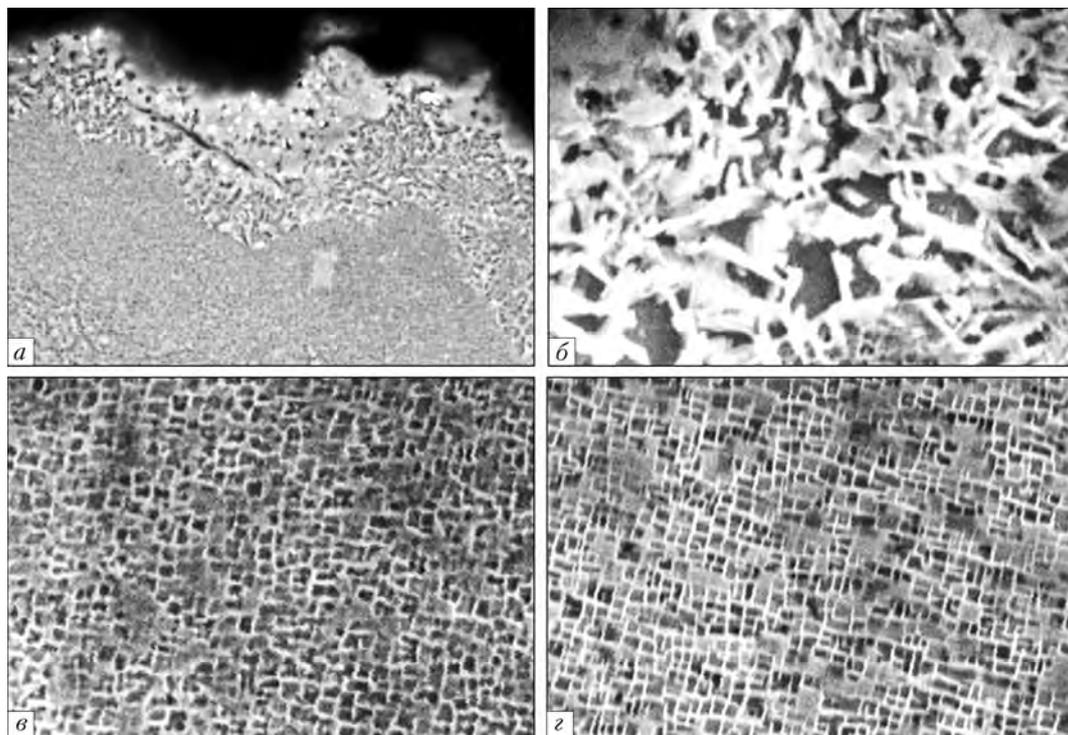


Рис. 4. $(\gamma-\gamma')$ -микроструктура приповерхностной зоны вершины первого зуба лопатки, подвергнутой УМШ замка (после химического травления): *a* – общий вид ($\times 1000$); *б* – зона с грубой упрочняющей фазой ($\times 5000$); *в, г* – γ' -фаза в деформированной приповерхностной зоне и теле зуба ($\times 5000$)

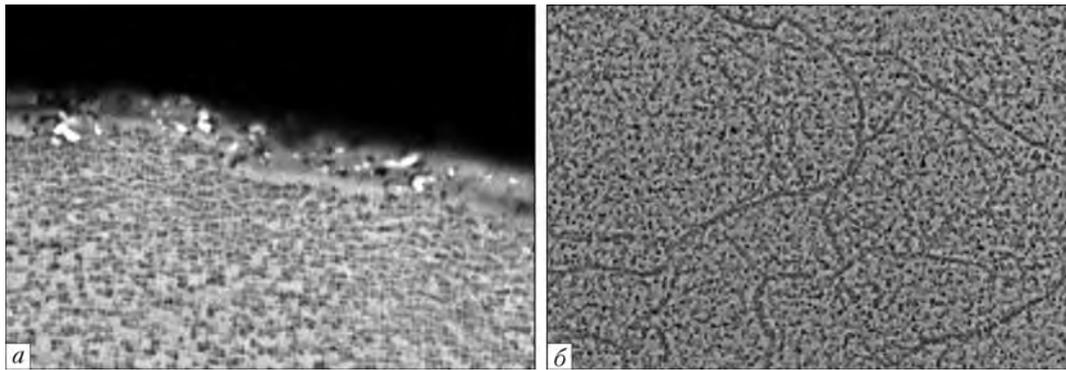


Рис. 5. Микроструктура поверхности во впадине первого зуба лопатки, прошедшей полный цикл термомеханической обработки и УМШ (а), (X2000); б – субграницы в монокристаллическом сплаве в теле замка (X1000)

которые диффундировали к поверхности и участвовали в образовании карбидов.

Стабилизаторы γ' -фазы (алюминий, титан) с коэффициентом распределения $k_{i^{\gamma'/\gamma}} = c_{i^{\gamma'/\gamma}}^{\gamma'/\gamma}$ [1], большим единицы, стремятся вглубь.

Таким образом, в случае химического травления микроструктура верхнего слоя металла зуба толщиной 10... 25 мкм представляла собой двухслойную композицию, состоящую из внешнего слоя (толщиной 3... 10 мкм) твердого раствора, упрочненного вторичными карбидными фазами (рис. 4, а) и внутреннего слоя с развитой грубой γ' -фазой остроугольной формы, которая, играя роль надразов, может снизить прочность металла замка при испытаниях на многоцикловую усталость (рис. 4, б).

Под зоной диффузии и наружного карбидообразования находится внутренняя зона, воспринимающая в основном пластическую деформацию при УМШ. Ее глубина от поверхности достигала 10... 60 мкм. Данная зона характеризовалась деформированной (γ - γ') структурой с нечеткими искаженными границами упрочняющей фазы (рис. 4, в). Пластическая деформация, определяемая обработкой (обдувкой) микрошариками, вызывала течение на границе матрица- γ' -фаза и в результате приводила к искажению границ контакта частиц γ' -фазы с матричным раствором.

Структура монокристаллического сплава в теле замка ниже зоны интенсивной деформации имела

четкую совершенную кубическую структуру с размером частиц γ' -фазы 0,3... 0,6 мкм, которая образовывалась в процессе штатной трехступенчатой термообработки для сплава ЖС36ВИ (рис. 4, з).

После химического травления в металле замка лопатки четко просматривалась структура с размером субзерен 15... 40 мкм. Такая микроструктура соответствует субструктуре III уровня и представляет блочность общего вида с разориентировкой блоков в десятки минут [1]. Границы субзерен декорированы в виде цепочки неупорядоченных выделений упрочняющей фазы (рис. 5, б). Ближе к поверхности размеры и разброс субзерен уменьшались.

Чтобы проследить, на каком этапе возникают изменения в поверхностных слоях хвостовика, исследовали структуру «елочных» замков ряда лопаток после отдельных этапов механотермической обработки.

В структуре металла замка лопатки, которую исследовали как заготовку после гомогенизации (1320 °С, 4... 7 ч) с охлаждением в аргоне, различий на поверхности и в теле лопатки не обнаружено (рис. 6). В результате быстрого охлаждения (100 °С/мин) структура сплава представляла собой матричный раствор с выделениями упрочняющей γ' -фазы в виде субкубов. Размер фазы составлял 0,3... 0,5 мкм. Зафиксирован внешний обогащенный углеродом слой толщиной 3... 5 мкм, вероятно, являющийся результатом заброса паров масла диффузионных насосов в вакуумное пространство.

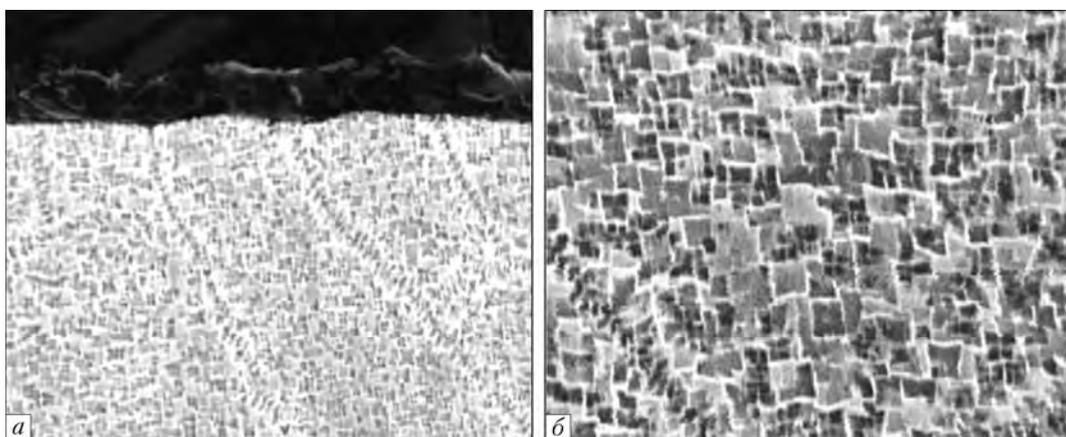


Рис. 6. (γ - γ') – микроструктура сплава ЖС-36 в замковой части лопатки (заготовки замка), прошедшей гомогенизацию с охлаждением в аргоне: а – поверхность первого зуба (X2000); б – субкубовидная структура упрочняющей фазы после гомогенизации (X5000)

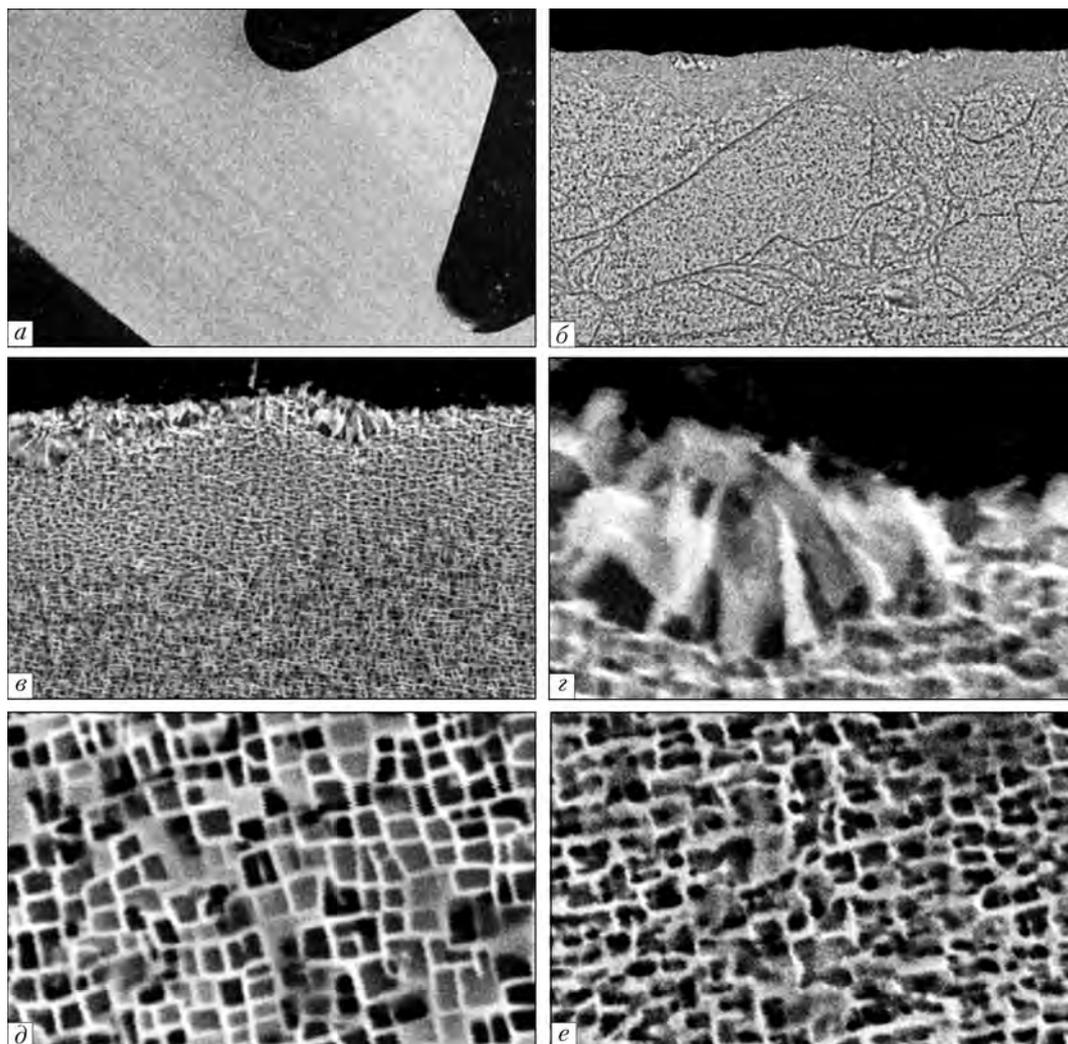


Рис. 7. Микроструктура зоны пластической деформации у поверхности вершины первого зуба хвостовика после первого промежуточного старения: *a, б* – общий вид поверхностного слоя металла ($\times 18$; $\times 50$); *в, г* – фрагменты поверхности ($\times 2000$; $\times 10000$); *д, е* – упрочняющая γ' -фаза соответственно в объеме зуба ($\times 10000$) и приповерхностной зоне деформации ($\times 10000$)

Это не было критичным для дальнейшей механической обработки и изготовления замка лопатки.

Микротвердость, измеренная на глубину 200 мкм от поверхности, находилась в пределах 3370... 3500 МПа (рис. 2, 2).

При исследовании (после травления) микрошлифа замковой части лопатки первого промежуточного отжига проявилась структура зоны пластической деформации, глубина которой достигала 10... 15 мкм (рис. 7). Типичная картина напряженного слоя обнаруживалась как на поверхности зуба, так и во впадине.

В данной приповерхностной зоне зафиксировано определенное искажение регулярной кубической структуры γ' -фазы.

Размер упрочняющей фазы в металле замка после первого старения составлял 0,2... 0,9 мкм. Такой разброс можно объяснить избирательным растворением частиц при температуре старения, укрупнением имеющихся в матрице частиц и выпадением новых субдисперсных частиц γ' -фазы в результате отжига при 1030 °С.

Микротвердость поверхностных слоев зуба и впадины незначительно различалась. В основном она имела линейный характер на всю измеряемую глубину (200 мкм) материала (рис. 8, 1). Существенного увеличения значений микротвердости на исследованной поверхности за счет сжимающих напряжений, привнесенных нарезкой зуба с обра-

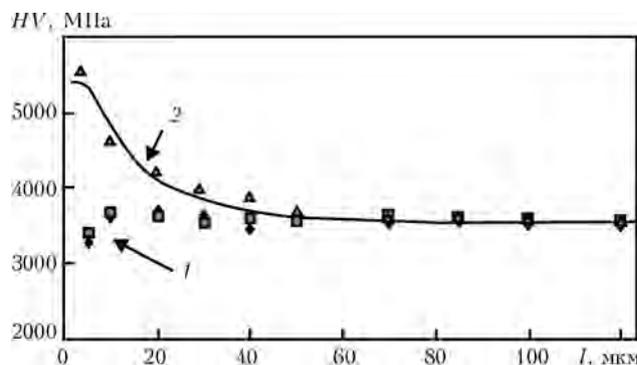


Рис. 8. Микротвердость приповерхностного слоя металла первого зуба лопатки: 1 – после шлифования и первого старения; 2 – после окончательного старения при 870 °С (24 ч)

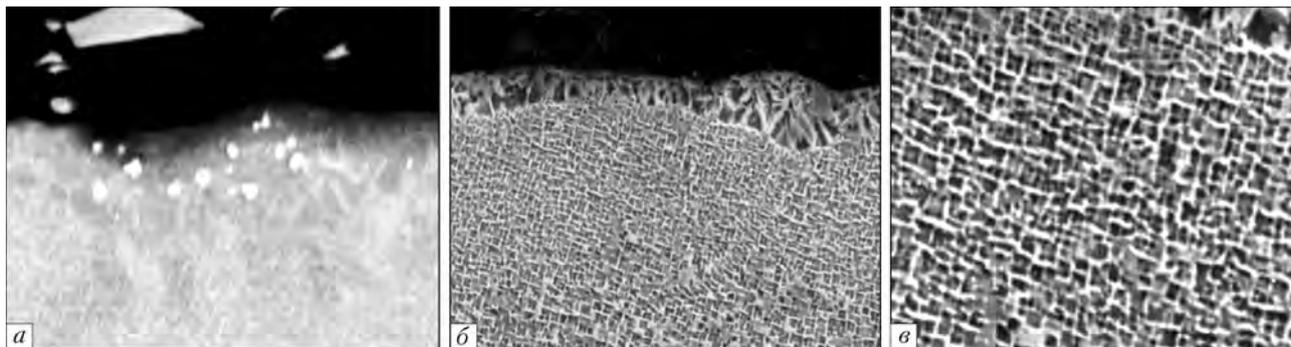


Рис. 9. Структура поверхности первого зуба лопатки: *а* — прошедшей полный цикл термомеханической обработки ($\times 2000$); *б*, *в* — микроструктура упрочняющей γ' -фазы в различных зонах поверхностного слоя ($\times 5000$)

зованием зоны деформации, не обнаружено из-за небольшой глубины (5... 10 мкм) указанной зоны.

После второго этапа старения при температуре 870 °С в течение 32 ч на поверхности зуба хвостовика лопатки сохранялась область, подвергнутая деформации (за счет формирования «елочного» замка), которая четко отличалась по морфологии упрочняющей фазы (рис. 9).

Вблизи поверхности выявлены карбидные фазы типа Me_6C на основе вольфрама и рения с размером частиц до 1 мкм (рис. 9, *а*, *б*).

Частичное обезлегирование матричного раствора по тугоплавким компонентам (вольфрам, рений), имеющим минимальные коэффициенты распределения, приводит к изменению морфологии γ' -фазы в сторону ее огрубления (рис. 9).

После низкотемпературного старения фиксировалось уширение приповерхностной зоны воздействия деформации, достигающей 15... 30 мкм (по сравнению с 10... 15 мкм после первого старения). Это ощутимо сказывалось на уровне микротвердости, измеренной в сечении зуба на глубину до 200 мкм (рис. 8, 2).

Влияние термообработки на тонкую структуру монокристалльного сплава ЖС36ВИ. Процесс гомогенизации при высоком значении температуры (≤ 1310 °С) и быстрое охлаждение в аргоне заготовок лопатки позволяют получить дисперсионно-упрочненную (γ - γ')-структуру монокристалла. При этом упрочняющая фаза имеет вид субкубов размером 0,2... 1,0 мкм (рис. 10, *а*). После высокотемпературного старения (1030 °С, 4 ч) структура монок-

ристалла состоит из менее упорядоченных кубоидных частиц размером 0,2... 0,6 мкм (рис. 10, *б*).

После термической обработки (высокотемпературная закалка, старение при температуре 1030 °С (32 ч, окончательное) и при 870 °С, структура монокристалла жаропрочного сплава ЖС36ВИ представляла собой матричный раствор с равномерно упорядоченными кубическими выделениями упрочняющей γ' -фазы (рис. 10, *в*). Именно такая структура с объемной долей γ' -фазы примерно 65 % и размером частиц γ' -фазы 0,3... 0,5 мкм обеспечивает максимальное сопротивление ползучести и длительную прочность монокристалльного сплава при высокой температуре

Обсуждение. На основе данных исследований можно утверждать, что в результате дробеструйной обработки поверхности «елочного» замка лопаток микрошариками на внешней поверхности зубьев над основным деформированным слоем образуется контактный слой, достигающий максимально 30 мкм, с измененным химическим составом и структурой. Наличие такого контактного слоя, содержащего карбидные фазы и грубую γ' -фазу игольчатого типа, однозначно неблагоприятно скажется на сопротивлении усталости лопаток при многоцикловых испытаниях и приведет к раннему разрушению деталей.

Изготовление «елочного» замка лопатки в производственном цикле осуществляется глубинным шлифованием, которое позволяет получить необходимый профиль замковой части в три прохода. Процесс является достаточно теплонапряженным. На поверхности хвостовика возникают максимальные значения импульсов мгновенной контактной темпе-

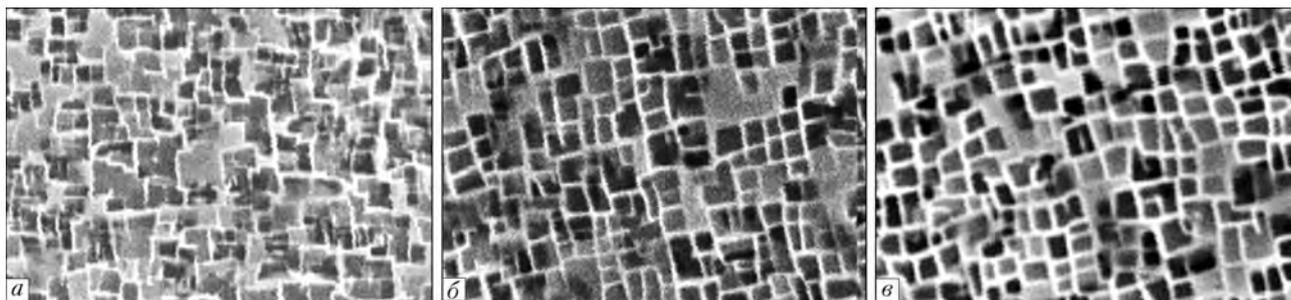


Рис. 10. Эволюция упрочняющей γ' -фазы в ходе этапов термической обработки лопатки из монокристалла ЖС36ВИ: *а* — после гомогенизации; *б* — после гомогенизации + старения при 1030 °С; *в* — после гомогенизации + старения при 1030 °С + старения при 870 °С ($\times 10000$)

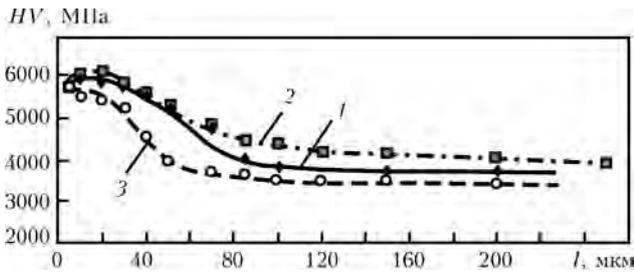


Рис. 11. Распределение микротвердости HV ($P = 0,1$ Н) по глубине металла первого зуба замка рабочих лопаток после их гомогенизации и старения при $(1030 \pm 870)^\circ\text{C}$, подвергнутых УМШ: 1 — на сопле минимального диаметра под различными углами по отношению к хвостовику лопатки в течение 4 мин; 2 — на разных соплах в течение 10 мин; 3 — УМШ у заказчика

ратуры, воздействующие на верхние слои обрабатываемого металла.

В нижней зоне воздействия в результате теплообмена между деталью и охлаждающей жидкостью создаются условия, обуславливающие вместе с силовым воздействием формирование остаточных напряжений сжатия в поверхностном слое. Уровень этих напряжений составляет $150 \dots 250$ МПа, а глубина распространения сжимающих напряжений в профиле замка — $40 \dots 80$ мкм [5].

При формировании «елочного» хвостовика образуется поверхностный слой с нестабильными структурными параметрами по глубине, которые различаются степенью наклепа, шероховатостью, наличием вмятин и уровнем остаточных напряжений.

Для охлаждения применяют водную эмульсию эмульгируемого масла. Содержание в ней углерода и отсутствие операции промывки, т. е. снятия вновь образующейся углеродной пленки с поверхности зу-

ба лопатки, приводит к тому, что в процессе высокотемпературного старения при 1030°C , 4 ч, в активированном поверхностном слое образуются карбиды типа Me_6C на основе вольфрама и рения. Карбидные частицы размером $0,5 \dots 3,0$ мкм распределяются дискретно и обнаруживаются под остаточной пленкой углерода. В ходе последующего отжига и УМШ зафиксировано укрупнение данных карбидов и уширение зоны, подверженной ППД. В результате деформационного упрочнения усиливалась активация в приповерхностных объемах хвостовика, и частички карбидных фаз «вгонялись» в металл на большую глубину.

Финишным этапом обработки хвостовика лопаток является дробеструйное УМШ поверхности. Остаточные поверхностные сжимающие напряжения, возникающие в результате такой обработки, замедляют распространение микротрещин в теле изделия, но не предотвращают их появления. На основе модельных экспериментов по упрочнению «елочного» замка выбрали специальный режим обработки хвостовиков лопаток в двух позициях. Минимальный диаметр сопла позволил получить максимальную скорость истечения потока шариков (их кинетической энергии), благодаря чему достигали высокой интенсивности упрочнения на глубину до 100 мкм. Распространение наведенных напряжений в глубину металла было на $35 \dots 40$ мкм больше, чем при других режимах обработки, что подтверждают данные измерения микротвердости (рис. 11).

Средняя кривая (рис. 11) описывает характер деформационного упрочнения зуба хвостовика после обработки детали потоком микрошариков согласно

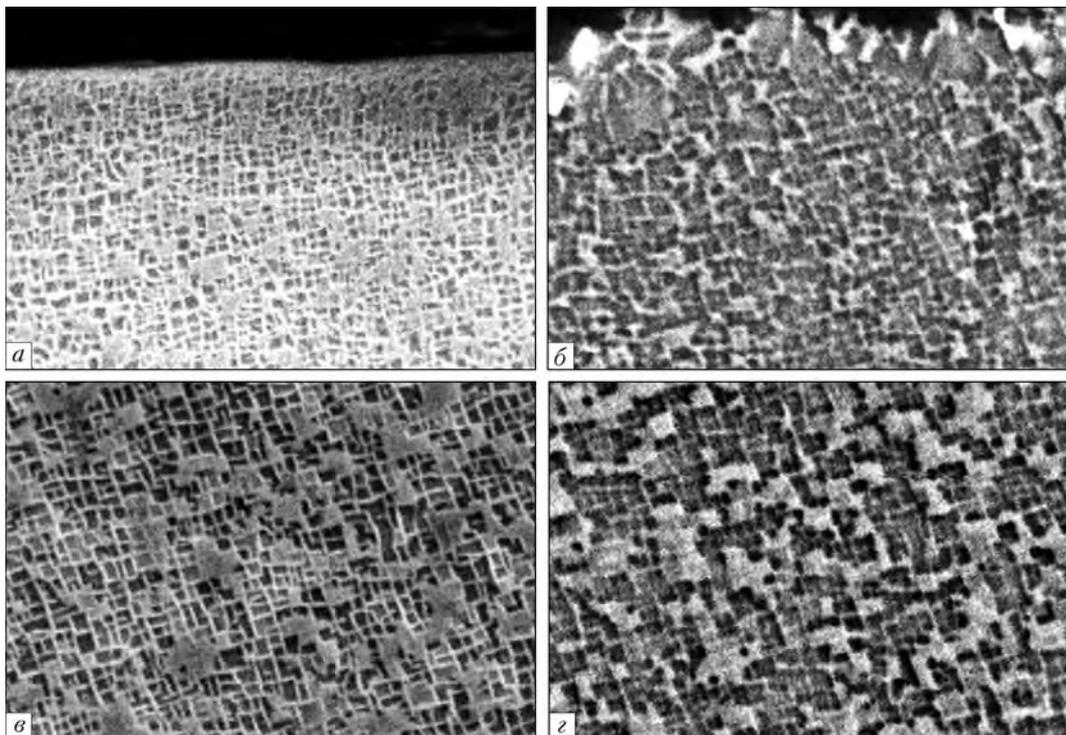


Рис. 12. Микроструктура ($\times 5000$) упрочняющей γ' -фазы в сплаве ЖС36ВИ зуба рабочей лопатки после полной гомогенизации и УМШ (а); термообработки и УМШ в течение (2 + 2) мин на сопле минимального диаметра (б): а, б — общий вид приповерхностной зоны; в — структура γ' -фазы; г — структура вторичной ППД соответственно на глубине 50 и 150 мкм



выбранному режиму. В этом случае упрочнение (приращение твердости) основного металла в сечении на глубине 20 мкм от поверхности вдоль обвода зуба, стенок и впадины было примерно одинаковым.

На рис. 12 показана тонкая структура приповерхностных слоев металла фрагмента хвостовика заготовки после гомогенизации и реализации процесса УМШ. Обнаружена незначительная пластическая деформация частиц γ' -фазы в матрице непосредственно у поверхности металла замка. Во внешнем слое отсутствовали какие-либо карбидные фазы.

Однако в результате формирования замка в приповерхностном слое лопатки с нарезанными зубьями обнаружены (и на других лопатках также) белые глобулярные частицы карбидов Me_6C на основе вольфрама, рения, молибдена. Причина их появления – результат взаимодействия сплава ЖС36ВИ с материалом охлаждающей углеродсодержащей среды при глубинном шлифовании «елочного» замка, когда возникал перегрев (прижог) поверхности хвостовика.

Дробеструйное УМШ может быть негативным для литейных сплавов, содержащих крупные карбидные фазы или другие дефекты типа надразов [2]. Вследствие образования подповерхностной зоны растягивающих остаточных напряжений в области дефектов могут возникать трещины, вызывающие в дальнейшем преждевременное разрушение деталей в процессе испытаний.

Рабочие монокристалльные лопатки из сплава ЖС36ВИ после полного цикла термической обработки без дробеструйной обработки «елочного» замка, испытанные на стенде ИПП НАН Украины*, имели предел многоциклового усталости на базе $N = 20 \cdot 10^6$ цикл, равный 50...70 МПа.

Лопатки, прошедшие двухпозиционную обработку хвостовика микрошариками имели возросший предел выносливости σ_{-1} , равный 95...110 МПа. При этом впадина первого зуба не являлась критическим местом зарождения усталостного разрушения (оно переместилось в прикорневую часть выше замка). Значение σ_{-1} на 15 МПа превышало предел усталости, достигнутый заказчиком в результате УМШ хвостовика лопаток при той же базе испытаний.

Выводы

1. Исследована структура и химический состав приповерхностного слоя металла замковых частей некондиционных монокристалльных рабочих лопаток из сплава ЖС36ВИ после различных этапов термомеханической обработки заготовок и непосредственно лопаток. Установлено наличие структурно измененного на поверхности «елочного» замка

слоя, содержащего карбидные фазы типа Me_6C на основе вольфрама и рения и укрупненную γ' -фазу неправильной формы. Приповерхностный слой состоит из внешней обезлегированной зоны с большим количеством дисперсных карбидных фаз и внутренней зоны с огрубленной упрочняющей фазой, содержащей также карбидные фазы.

2. Установлено, что изготовление замка глубинным шлифованием и возникновение напряжений сжатия способствуют образованию в приповерхностных слоях «елочного» хвостовика зоны наведенной пластической деформации, отражается на изменении формы, упорядоченности и регулярности γ' -фазы, а также повышении микротвердости основного металла. Использование водной эмульсии масла в качестве охлаждающей жидкости при глубинном шлифовании приводит к образованию на поверхности готового замка тонкой пассивированной углеродной пленки. При высокотемпературном старении 1030 °С (4 ч) в активированном приповерхностном слое замка остаточный углерод взаимодействует с тугоплавкими легирующими элементами сплава с образованием карбидных фаз, недопустимых в структуре монокристалла, поскольку, находясь на поверхности, они являются очагами зарождения микротрещин, способствуют преждевременному разрушению лопаток в процессе испытаний.

3. Показано, что дробеструйное упрочнение поверхности при дробеструйной обработке «елочного» замка создает в металле поле сжимающих напряжений, но одновременно вызывает зарождение микротрещин на границе раздела матрица–карбидная частица. Указанные микротрещины могут привести к зарождению магистральных трещин многоциклового усталости в области впадины первого зуба при вибрационных испытаниях лопаток, поэтому упрочнение хвостовика лопаток микрошариками следует проводить на контролируемых режимах.

1. *Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов* / Р. Е. Шалин, И. Л. Светлов, Е. Б. Качанов и др. – М.: Машиностроение, 1997. – 336 с.
2. *Верин Д. Дж.* Микроструктура и свойства жаропрочных сплавов // *Жаропрочные сплавы* / Под ред. Ч. Симс и В. Хагеля. – М.: Металлургия, 1976. – С. 217–241.
3. *Петухов А. Н.* Сопротивление усталости деталей ГТД. – М.: Машиностроение, 1993. – 240 с.
4. *Каблов Е. Н., Алексеев А. А.* Физика жаропрочности гетерофазных сплавов // *Эффект* С. Т. Кишкина: Науч.-техн. сб. / Под ред. Е. Н. Каблова. – М.: Наука, 2006. – С. 44–45.
5. *Технологическое обеспечение эксплуатационных характеристик деталей ГТД* / В. А. Богуслаев, Ф. И. Муравченко, П. Д. Жеманюк и др. – Запорожье: ОАО «Мотор Сич», 2003. – 420 с.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев
ИИЦ «Пратт и Уитни Патон», Киев
Поступила 09.07.2010

*Испытания выполнены в Институте проблем прочности НАНУ В. А. Ровковым.