



## ОПТИМИЗАЦИЯ РЕЖИМОВ ВОССТАНОВИТЕЛЬНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ЛОПАТОК ИЗ СПЛАВА ХН65ВМТЮ ПОСЛЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Ю. П. ТАРАСЕНКО, канд. физ.-мат. наук, О. Б. БЕРДНИК, канд. техн. наук, И. Н. ЦАРЕВА, канд. физ.-мат. наук  
(Ин-т машиноведения им. А. А. Благонравова РАН, г. Н. Новгород, РФ)

Изучено состояние материала рабочих лопаток газотурбинных двигателей, прошедших длительный срок эксплуатации, определена их ремонтпригодность. Разработаны режимы высокотемпературной термической обработки сплава ХН65ВМТЮ (ЭИ893) для продления ресурса изделия.

*Ключевые слова:* рабочие лопатки, восстановительная термическая обработка, микроструктура, физико-механические свойства, продление ресурса

В качестве объектов исследования взяты рабочие лопатки первой ступени ротора турбины, изготовленные методом горячей штамповки, из сплава ХН65ВМТЮ (ЭИ893) с наработкой 53000, 60142 и 62449 ч. Рабочие лопатки могут длительное время (десятки тысяч часов) эксплуатироваться при высокой температуре около 700...750 °С [1]. Однако при этом неизбежно происходят структурно-фазовые превращения, влияющие на их работоспособность. В процессе эксплуатации накапливаются коррозионные, эрозионные, статические, термоусталостные и усталостные повреждения.

Целью настоящей работы являлось изучение постэксплуатационного состояния материала рабочих лопаток газотурбинных двигателей, прошедших длительный срок эксплуатации, определение их ремонтпригодности и возможности восстановления.

Для восстановления структуры и свойств материала опытных лопаток вырезанные из них заготовки термически обрабатывали по различным режимам [2, 3]:

нагрев до 1160 °С, выдержка 2 ч, охлаждение на воздухе + нагрев до 1000 °С, выдержка 4 ч, охлаждение на воздухе + нагрев до 900 °С, выдержка 8 ч + нагрев до 820 °С, выдержка 15 ч, охлаждение на воздухе;

нагрев до 1160 °С, выдержка 2 ч, охлаждение на воздухе + нагрев до 950 °С, выдержка 6 ч, охлаждение на воздухе + старение при 820 °С в течение 12 ч, охлаждение на воздухе;

нагрев до 1160 °С, выдержка 2 ч, охлаждение на воздухе + старение при 800 °С в течение 12 ч, охлаждение на воздухе;

нагрев до 1050 °С, выдержка 3 ч, охлаждение на воздухе + старение при 850 °С в течение 12 ч, охлаждение на воздухе;

нагрев до 1030 °С, выдержка 2 ч, охлаждение на воздухе + старение при 850 °С в течение 12 ч, охлаждение на воздухе;

старение при 750 °С в течение 24 ч, охлаждение на воздухе.

Для анализа состояния материала использованы методы оптической металлографии (микроскоп «Neophot-32») и растровой электронной микроскопии (VEGA/TESCAN). Испытания механических свойств плоских образцов на растяжение при комнатной температуре проводили на разрывной машине У10Т. Микродеформации определяли методом рентгеноструктурного анализа на дифрактометре «Дрон-3М» (с применением  $\text{Cu-K}\alpha$ -излучения в традиционной геометрии по Брэггу-Брентано).

С помощью анализа пробы определили химический состав сплава, мас. %: 16,0 Cr; 1,5 Al; 4 Mo; 1,45 Ti; 9 W; 0,5 Mn; 0,01 B; 3,0 Fe; 0,05 C. Химический состав материала лопаток соответствовал нормам, установленным ТУ 14-1-322-72 на сплав ХН65ВМТЮ.

Микроструктуры сплава ХН65ВМТЮ после разной наработки представлены на рис. 1–3. Из анализа структуры металла всех лопаток следует, что в результате длительной эксплуатации при рабочих температурах структурно-фазовое состояние материала существенно изменяется, деградирует. Транс- и интеркристаллитные микротрещины в структуре не обнаружены, но микроструктура сплава характеризуется разнотернистостью. Известно, что на границах разнотернистого металла в процессе эксплуатации могут возникать трещины, так как объемы крупного и мелкого зерна по-разному деформируются. Металл в замковой части имеет более однородную микроструктуру. В металле с меньшей наработкой (53000 ч) упрочняющая интерметаллидная  $\gamma'$ -фаза



Т а б л и ц а 1. Механические свойства сплава ХН65ВМТЮ

Состояние материала	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %
ТУ 108.02.005–76	$\geq 850$	490...660	$\geq 20$	$\geq 25$
После эксплуатации 53000 ч	990	340	19	22
	1030	445	26	23
После эксплуатации 60142 ч	1090	430	22	28
После эксплуатации 62449 ч	1000	350	21	26
1. Закалка с 1160 °С, 2 ч, охлаждение на воздухе + 1000 °С, 4 ч, охлаждение на воздухе + старение при 900 °С, 8 ч, охлаждение на воздухе + старение до 820 °С, 15 ч, охлаждение на воздухе	770	350	44	41
2. Закалка с 1160 °С, 2 ч, охлаждение на воздухе + старение при 950 °С, 6 ч, охлаждение на воздухе + старение до 820 °С, 12 ч, охлаждение на воздухе	680	410	22	22
3. Закалка с 1160 °С, 2 ч, охлаждение на воздухе + старение при 800 °С, 12 ч, охлаждение на воздухе	790	415	42	39
4. Закалка с 1050 °С, 3 ч, охлаждение на воздухе + старение при 850 °С, 12 ч, охлаждение на воздухе	920	490	36	25
5. Закалка с 1050 °С, 3 ч, охлаждение на воздухе + старение при 850 °С, 12 ч, охлаждение на воздухе + старение при 750 °С, 24 ч, охлаждение на воздухе	980	460	30	26
Эксплуатация 60142 ч + ВТО	990	555	28	43
Эксплуатация 62449 ч + ВТО	940	485	20	24

(Ni<sub>3</sub>Al,Ti) практически полностью растворилась в твердом растворе, а ее остатки имеют хаотичное распределение по объему зерен. Границы зерен линейны, заполнены мелкодисперсной карбидной и интерметаллидной фазами (рис. 1).

При увеличении срока эксплуатации до 60142 ч в микроструктуре образцов (рис. 2) наблюдается выделение крупных карбидов (до 3 мкм), выстраивающихся в цепочки по границам зерен. Произошло перераспределение упрочняющей интерметаллидной фазы, большая часть которой выделилась около границ зерен, что обедняет тело зерна. При увеличении срока эксплуатации материала до 62449 ч (рис. 3) происходит дополнительное выделение и укрупнение карбидов типа MeC, MeC<sub>6</sub>, Me<sub>23</sub>C<sub>6</sub> дисперсностью от 0,5 до 6 мкм и выделение большого количества мелкодисперсной  $\gamma'$ -фазы (Ni<sub>3</sub>Al,Ti). Согласно инструкции по продлению срока службы металла основных элементов турбин СО 153-34.17.448–2003 в микроструктуре сплава ХН65ВМТЮ не

допускаются конгломераты хромистых карбидов размером более 5 мкм. Сплав с наработкой более 62000 ч эксплуатироваться далее не может.

В результате микроспектрального анализа карбидных включений, расположенных на границе и внутри зерен металла, получены спектрограммы, которые позволяют установить, что исследуемое карбидное включение, представленное на рис. 4, а, образовано на основе вольфрама, молибдена и хрома и соответствует сложному карбиду II группы типа (W, Mo, Cr)C, а на рис. 4, б — карбиду молибдена Mo<sub>2</sub>C, являющемуся также карбидом II группы (фазы внедрения). В связи с малым содержанием углерода в сплаве ХН65ВМТЮ ( $\leq 0,07\%$  C) количество карбидной фазы в нем незначительно, и она располагается преимущественно по границам аустенитных зерен.

Результаты механических испытаний образцов на растяжение при комнатной температуре показали, что материал в постэксплуатационном состоянии не соответствует требованиям ТУ

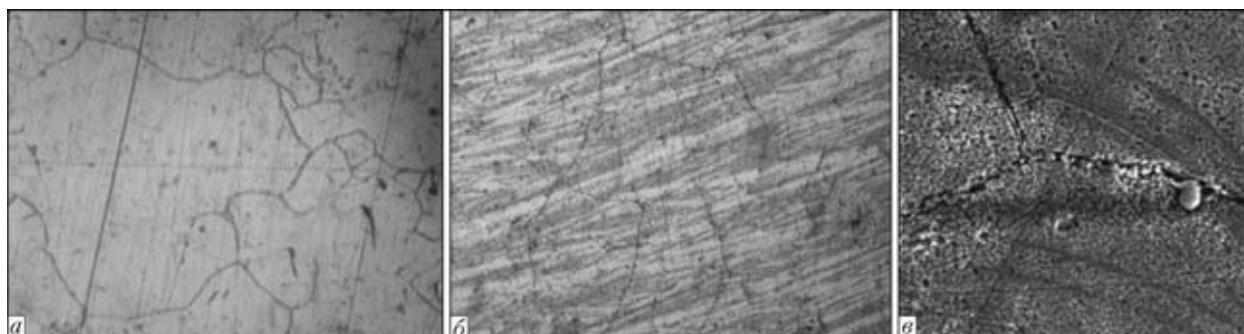


Рис. 1. Микроструктуры сплава ХН65ВМТЮ после эксплуатации 53000 ч образцов из первой (а, в) и замковой (б) части лопатки: а, б,  $\times 250$ ; в,  $\times 10000$

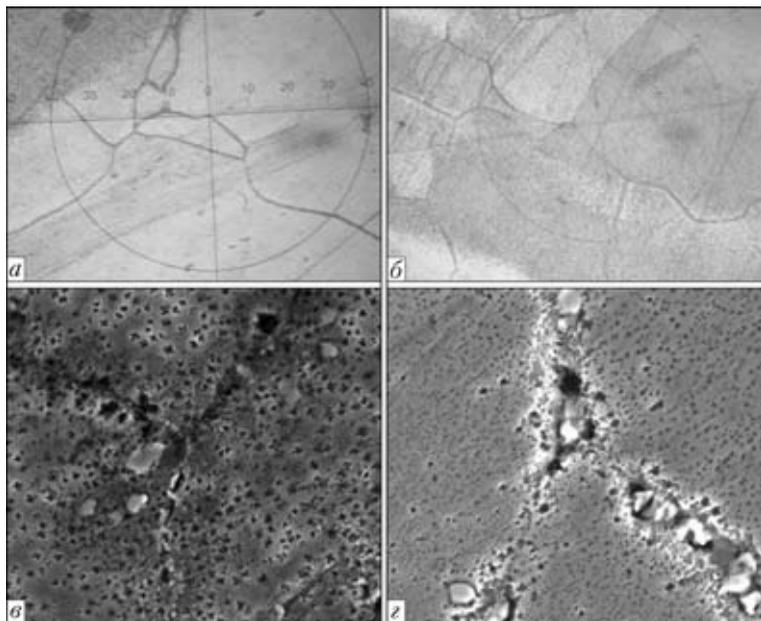


Рис. 2. Микроструктуры сплава ХН65ВМТЮ после эксплуатации 60142 ч образцов из перовой (а, в) и замковой (б, д) части: а, б,  $\times 250$ ; в, д,  $\times 10000$

108.02.005–76, по пределу текучести и пластическим свойствам не зависимо от сроков наработки. Из табл. 2 следует, что в процессе длительной эксплуатации в материале пера лопатки в результате дополнительного выделения дисперсных частиц  $\gamma'$ -фазы произошло увеличение прочностных и снижение пластических свойств. Предел прочности материала повысился до 1000...1090 МПа при 850 МПа, допустимых по ТУ 108.02.005–76 (а), а предел текучести снизился до 340...430 МПа при норме 490...660 МПа.

Опробование сплава ХН65ВМТЮ на материале с наименьшей наработкой (53000 ч) экспериментальных режимов восстановительной термической обработкой (ВТО) привело к снижению

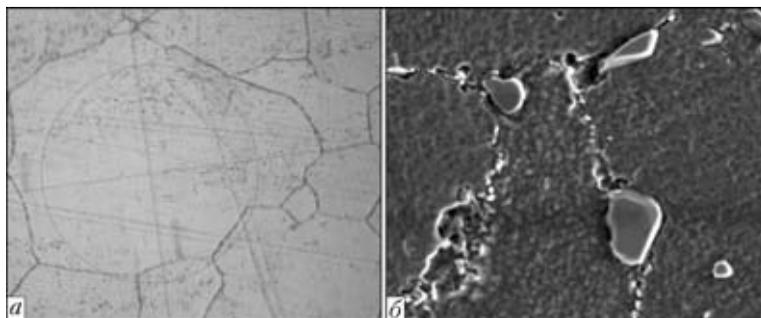


Рис. 3. Микроструктуры сплава ХН65ВМТЮ после эксплуатации 62449 ч: а,  $\times 250$ ; б,  $\times 1000$

Таблица 2. Данные рентгеноструктурного анализа материалов

Состояние материала	$D$ , нм	$\epsilon$	$r_L$ , $\text{см}^{-2}$	$\rho_\epsilon$ , $\text{см}^{-2}$
После эксплуатации	270	0,0004	$4,1 \cdot 10^9$	$8 \cdot 10^9$
Наплавка проволокой 04ХН50ВМТЮБ-ВИ	57	0,00011	$9,2 \cdot 10^{10}$	$6,1 \cdot 10^8$
После наплавки и отпуска	$\sim 500$	0,00046	$\sim 10^9$	$10^{10}$

уровня прочностных и значительному росту пластических свойств (относительного удлинения и относительного сужения). Оптимальный результат получен после применения режимов № 4 и 5 ВТО (см. табл. 1). Из анализа микрофотографий на рис. 5 следует, что микроструктура сплава ХН65ВМТЮ становится более однородной, происходит снижение разнотерности. ВТО приводит к некоторой стабилизации микроструктуры, повышению количества  $\gamma'$ -фазы: при использовании ступенчатых режимов ВТО содержание  $\gamma'$ -фазы увеличивается до 3...4 %, при одноступенчатом старении при 820 или 850 °С количество  $\gamma'$ -фазы повышается до 10 %, что является допустимым содержанием для данного сплава. При проведении ВТО образцов по режиму № 5 в течение 30 ч происходит полная регенерация деградированной структу-

ры металла лопаток. В данном случае избыточная интерметаллидная  $\gamma'$ -фаза наблюдается в виде мелкодисперсных выделений. Содержание  $\gamma'$ -фазы после ВТО повышается до 12 %, однако при длительном старении происходит выделение крупных карбидов на границе зерен, которые являются концентраторами напряжений.

Для сплавов с наработкой 60142 и 62449 ч в качестве восстановительной был применен режим № 4 ВТО (закалка 1050 °С, 3 ч, охлаждение на воздухе + старение при 850 °С, 12 ч, охлаждение на воздухе), который показал оптимальные значения структурных и механических показателей на образцах из сплава с наработкой 53000 ч.

При ВТО на сплавах с наработкой 60142 и 62449 ч (рис. 6) получен удовлетворительный результат: произошло растворение и перераспределение интерметаллидной фазы, измельчение карбидов. Изменения в микроструктуре положительно отразились на механических характеристиках материала, представленных в табл. 1. ВТО привела к снижению предела прочности до 990...940 МПа и повышению предела текучести до 555...485 МПа, что соответствует нормируемым значениям механических свойств.

Для восстановления геометрических размеров рабочих лопаток применяли сварочно-наплавочные работы проволокой на никелевой основе марки 04ХН50ВМТЮБ-ВИ (ЭП648-ВИ) следующего химического состава, %: 0,04 С; 0,14 Mn; 0,25 Si; 22,2 Cr; 66,3 Ni;

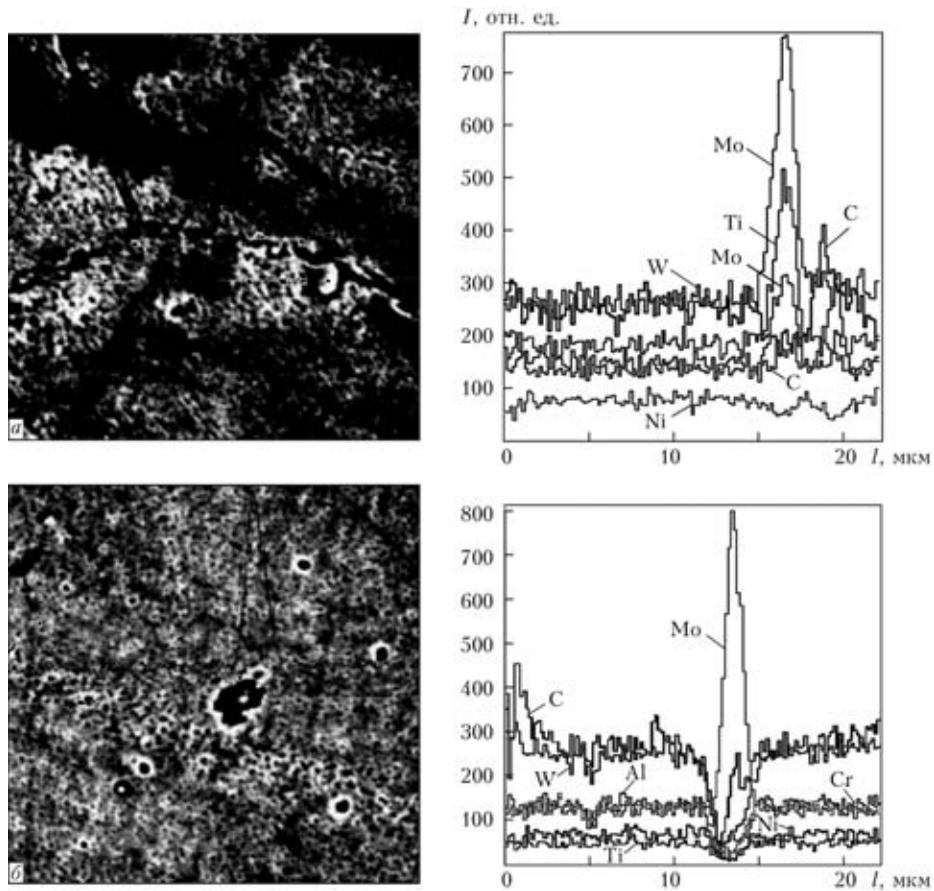


Рис. 4. Микроструктуры и спектрограммы карбидных включений, выявленных на поверхности шлифов: *а* — после эксплуатации; *б* — после ВТО по следующему режиму: закалка с 1050 °С на воздухе + старение при 850 °С, 12 ч, охлаждение на воздухе

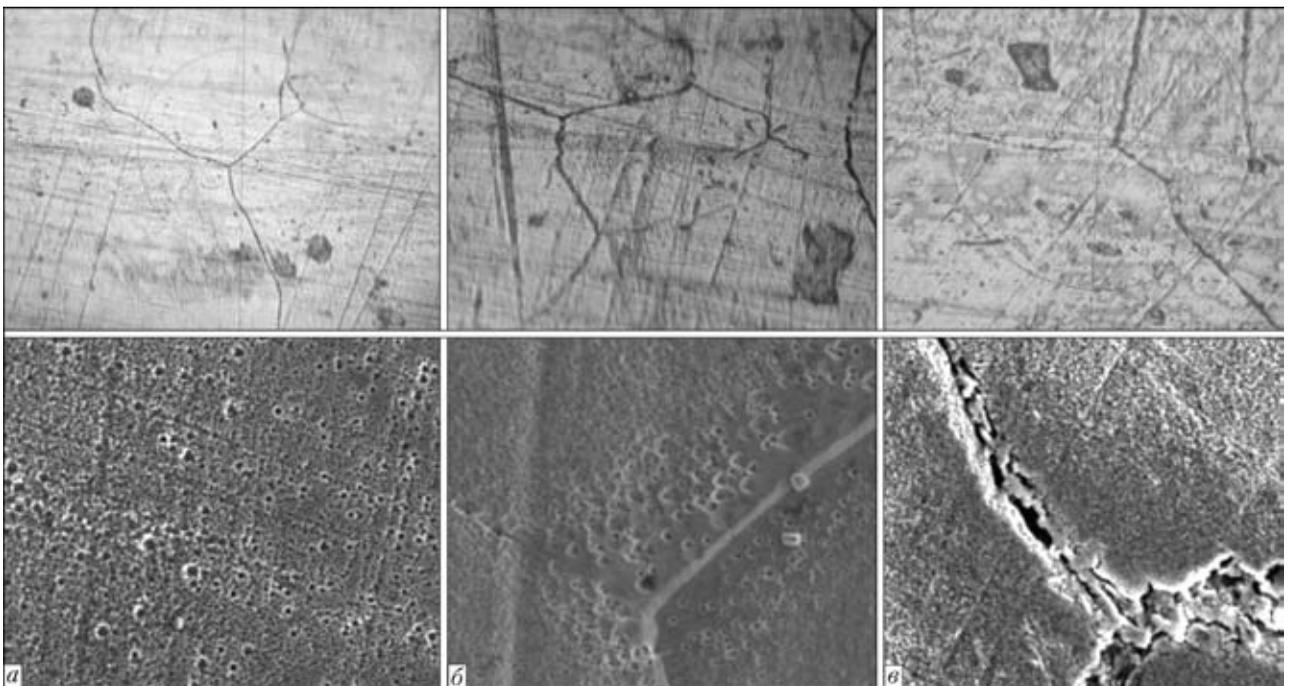


Рис. 5. Микроструктуры сплава ХН65ВМТЮ с наработкой 5300 ч после различных вариантов ВТО: *а* — закалка с 1160 °С, выдержка 2 ч, охлаждение на воздухе + 1000 °С, выдержка 4 ч, охлаждение на воздухе + старение при 900 °С, выдержка 8 ч + старение при 820 °С, выдержка 15 ч, охлаждение на воздухе; *б* — закалка с 1160 °С, выдержка 2 ч, охлаждение на воздухе + старение при 950 °С, выдержка 6 ч, охлаждение на воздухе + старение при 820 °С в течение 12 ч, охлаждение на воздухе; *в* — закалка с 1050 °С, выдержка 3 ч, охлаждение на воздухе + старение при 850 °С, выдержка 12 ч, охлаждение на воздухе + старение при 750 °С выдержка 24 ч, охлаждение на воздухе; верхний ряд,  $\times 1500$ ; нижний,  $\times 1000$

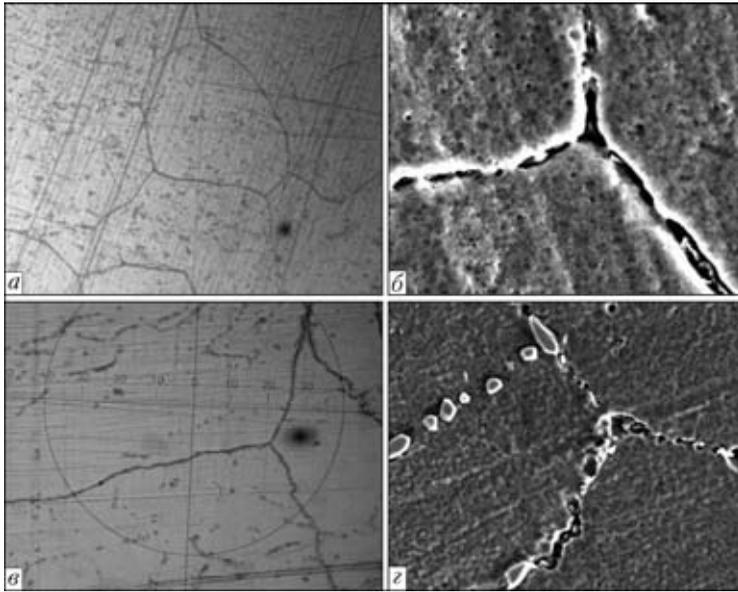


Рис. 6. Микроструктуры сплава ХН65ВМТЮ после ВТО: а, б — закалка с 1050 °С, 3 ч, охлаждение на воздухе + старение при 850 °С, 12 ч, охлаждение на воздухе при наработке 60142, в, г — то же, но при наработке и 62449 ч (в, г): а, в, ×500; б, г, ×10000

1,26 Nb; 2,4 Mo; 1,6 Ti; 0,4 Al; 0,95 Fe; 4,4 W. Значения прочностных показателей выбранной наплавочной проволоки близки к значениям основного металла лопаток (по пределу прочности  $\sigma_B = 800$  МПа,  $K = 0,94\sigma_B^{очн}$ ; по пределу текучести  $\sigma_{0,2} = 470$  МПа,  $K = 0,95\sigma_T^{очн}$ ), что удовлетворяет требованиям для наплавленного материала. Для снятия остаточных напряжений после сварки был сделан отпуск при 700 °С в течение 8 ч. В табл. 2 представлены результаты рентгеноструктурного анализа образцов.

В состоянии после эксплуатации в материале лопаток зарегистрированы средний уровень микродеформаций и однородное распределение плотности дислокаций внутри и на границах субзеренных блоков. Наплавка значительно размельчает субзерна и резко повышает плотность граничных дислокаций (почти на 2 порядка), что в свою очередь может охрупчивать границы. ВТО способствует укрупнению блоков мозаики и снижению плотности дислокационных дефектов на границе.

На основании проведенных исследований можно сделать заключение, что материал лопаток

с разной наработкой от 53000 до 62449 ч имеет деградированную микроструктуру и нуждается во ВТО. Эксплуатация рабочих лопаток из сплава ХН65ВМТЮ более 62000 ч без восстановительного ремонта нежелательна, так как отрицательные изменения в микроструктуре (образование крупных карбидов на границах зерен) могут привести к разрушению лопаток. Все исследованные в данной работе лопатки являются ремонтпригодными и прошли полный восстановительный цикл, включающий термическую обработку для восстановления структуры и физико-механических свойств, наплавочные работы для восстановления геометрических размеров изделия и нанесение газоплазменным методом защитного жаростойкого покрытия. В настоящее время рабочие лопатки установлены в агрегаты и находятся в эксплуатации. Таким образом, технологический цикл ремонтно-восстановительной обработки можно представить в виде схемы:

100 % входной контроль + ВТО (закалка + старение) + механическая обработка (разделка дефектов) + наплавочные работы (восстановление геометрии), контроль + термическая обработка (отпуск для снятия напряжений) + подготовка поверхности для нанесения покрытий + нанесение защитных жаростойких покрытий газоплазменным методом («Ni-Al» + ZrO<sub>2</sub>) + 100 % выходной контроль.

*От редакции.* По мнению рецензента данной работы, выполнение на воздухе термообработки при температуре 1050 °С бывших в эксплуатации лопаток может привести к окислению поверхности замка, а последующая зачистка либо шлифовка не исключает утонения замковой части и неплотное соединение лопаток.

1. Гецов Л. Б. Материалы и прочность деталей газовых турбин. Кн.1. — Рыбинск: ООО «Издательский дом «Газотурбинные технологии», 2010. — 611 с.
2. Рыбников А. И., Гецов Л. Б. Термическая обработка лопаток с покрытиями // Металловедение и терм. обработка мет. — 1995. — № 9. — С. 21–25.
3. Филатов М. А., Судаков В. С. Влияние термической обработки на структуру и свойства жаропрочных никелевых сплавов // Там же. — 1995. — № 6. — С. 12–15.

Condition of the material of gas turbine engine blades after long-time operation was studied, and their reparability was determined. Parameters were developed for high-temperature heat treatment of alloy KhN65VMTYu (E1893) to extend service life of products.

Поступила в редакцию 17.03.2011