

УДК 612.73

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛОПАТКИ 1 СТУПЕНИ РОТОРА ТУРБИНЫ ГТЭ-45-3 ПОСЛЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ НАРАБОТКИ И РЕГЕНЕРАЦИИ

© 2009 Ю. П. Тарасенко, В. А. Сорокин, О. Б. Бердник

Нижегородский филиал Учреждения Российской Академии Наук
Института машиноведения имени А.А. Благонравова,
Научно-Производственный Центр «Трибоника», г. Нижний Новгород

Приводятся результаты исследования микроструктуры и физико-механических свойств образцов материалов лопаток первой ступени ротора турбины ГТЭ-45-3 после длительной наработки и после их регенеративной термообработки различными способами с целью определения технического условия и ремонтпригодности материала.

Микроструктура, рабочие лопатки, механические свойства, регенеративная термообработка

Рабочие лопатки первой ступени ротора турбины агрегата ГТЭ-45-3 работают в жестких условиях совместного воздействия на них высоких температур и напряжений силовых, температурных, структурных. При длительной эксплуатации в лопатках происходят необратимые физико-химические и структурные изменения, которые влияют на их работоспособность и являются результатом протекания процессов ползучести, коррозионной и температурной усталости материала и эрозионного воздействия на него окружающей среды. По своему характеру эти изменения отличаются большим разнообразием повреждаемости качественного состояния материала лопаток, в частности, повышением плотности вакансий и дислокаций, появлением линий скольжения и двойников, выделением избыточных σ -, μ -, Лавес – фаз, а также карбидов типа Me_6C , выделением и коагуляцией интерметаллидной γ' – фазы, появлением трещин, сколов и следов коррозионного разрушения.

По уровню легирования и связанной с ним температурой растворимости γ' – фазы сплав ЭП800 относится к группе 3 со средним и выше среднего количеством γ' – фазы (более 30%) и температурой ее полного растворения $T_{п.р.} = (1100 - 1150)^\circ C$ [1, 2].

В качестве объекта исследования использовали рабочую лопатку первой ступени ротора турбины агрегата ГТЭ-45-3, имеющей наработку 56950 часов. Лопатка изготовлена методом горячей молотовой штамповки из жаропрочного никелевого сплава ХН65КМВЮБ-ВД (ЭП800-ВД),

имеющего следующий нормативный химический состав: $C \leq 0,05 \%$; $S \leq 0,4 \%$; $Mn \leq 0,5 \%$; $Cr = (12,5 - 13,5) \%$; $Co = (8,5 - 10,5) \%$; $Mo = (5,0 - 6,0) \%$; $W = (4,0 - 6,0) \%$; $Al = (4,2 - 4,9) \%$; $Nb = (1,5 - 2,0) \%$; $Fe \leq 3 \%$; Ni – остальное.

Экспериментальную лопатку разрезали на заготовки согласно схеме, приведенной на рис. 1. Вырезанные фрагменты маркировали цифрами в соответствии с обозначением зон вырезки на схеме.

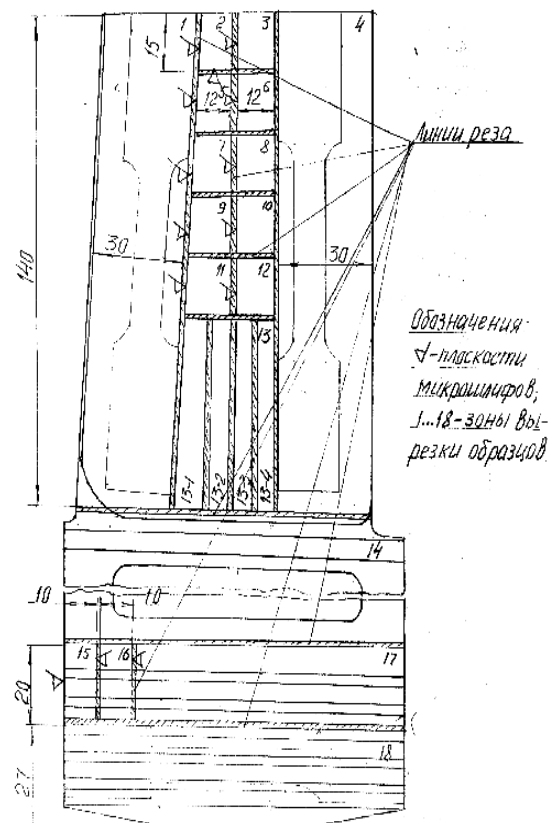


Рис. 1. Схема разрезки лопатки 1 ступени ротора турбины ГТЭ-45-3

Для регенерации постэксплуатационного состояния материала опытной лопатки вырезанные из нее заготовки подвергли закалке по двум режимам: 3, 4, 5...8, 13-2, 13-3 – нагрев до температуры $(1160 \pm 10)^\circ\text{C}$, выдержка 3 ч, охлаждение до 950°C в течение 1 ч, далее на воздухе; 9...12, 13-4, 18 – нагрев до $(1160 \pm 10)^\circ\text{C}$, выдержка 3 ч, охлаждение на воздухе.

Старение заготовок проводили при температуре 850°C в течение 4 ч с охлаждением на воздухе в условиях повторения режима для разных партий образцов: 4...12, 13-2, 13-3, 13-4, 18- однократное старение; 4,6...8, 10...12, 13-2, 13-3, 13-4, 18- двукратное старение; 4,7,8,11,12,13-3,13-4,18 – трехкратное старение; 4,8,12,13-3,13-4,18 – четырехкратное старение.

После проведения термической обработки из фрагментов лопатки 1, 4, 18, 13-1, 13-2, 13-3, 13-4 были изготовлены плоские нестандартные образцы для испытания на растяжение и длительную прочность с сечением рабочих частей, соответственно, 6×2 мм, 2×2 мм, а из фрагментов 2,3,5,6,7,8,9,10,11,12,15,16 – микрошлифы, по обозначенным на рис.1 плоскостям.

Механические испытания на растяжение образцов 1, 4, 18 проводили при комнатной температуре на разрывной машине У10Т в соответствии с ГОСТ 1497-84; испытания на длительную прочность на растяжение образцов 13-1, 13-2, 13-3, 13-4 проведены при температуре $(900 \pm 1)^\circ\text{C}$ и нагрузке $\sigma_p = 392$ МПа (40 кгс/мм²) на универсальной машине Tinius Olsen H25K-S.

Твердость материала лопатки в различных состояниях испытывали на микрошлифах по методу Бринелля на приборе ТШ-2М согласно ГОСТ 9012-59, микротвердость на приборе ПМТ-3 по ГОСТ 9450-76.

Микроскопический анализ материала опытной лопатки проводили на шлифах, отобранных из перовой и замковой частей и прошедших различные варианты термической обработки. Микроструктуру шлифов исследовали и фотографировали на оптическом микроскопе «Неофот-32» и растровом электронном микроскопе «VEGA/TESCAN» после их травления реактивами Марбле и «Царская водка».

Суммарное количество интерметаллидной γ' -фазы подсчитывали с помощью метода А.А.Глаголева [3].

Фазовый состав, субструктурное состояние материала лопатки исследовали на образцах 2, 7, 11 методом рентгеноструктурного анализа на дифрактометре «Дрон-3М» с применением Cu-K_α -излучения в традиционной геометрии (по Бреггу-Брентано).

В результате контрольного химического анализа пробы металла, отобранной от перовой части экспериментальной лопатки, атомно-адсорбционным эмиссионным методом установлен следующий состав сплава: Cr=12,4 %; Co=5,6 %; Mn=0,07 %; Si=0,02 %; Al=4,65 %; Mo=4,5 %; W=5,16 %; Nb=1,13 %; C=0,02 %; Fe=0,41 %; Ni – остальное (66 %). За исключением недолегирования по кобальту и ниобию материал лопатки соответствует по составу никелевому сплаву марки ЭП800, ТУ 14-1-1769-76.

В табл. 1 приведены результаты измерения твердости по Бринеллю образцов, вырезанных из лопатки после различных вариантов термообработки.

Из табл. 1 следует, что в первом варианте термообработки, т.е. в случае закалки с заданной температуры 1160°C наблюдается тенденция повышения твердости материала образцов с увеличением времени выдержки при старении. И, наоборот, в случае закалки образцов с заданной температуры 1160°C и подстуживанием их в печи до 950°C с последующим охлаждением на воздухе наблюдается понижение уровня твердости с увеличением времени выдержки при старении от 0 до 16 ч. При этом следует отметить, что значения твердости образцов практически во всех случаях термической обработки соответствует нормам, заданным ТУ 108.02.125-87-НВ (255-418). В табл. 2 показаны результаты механических испытаний на растяжение плоских образцов, отобранных от лопатки при различном состоянии материала.

Испытания образцов на растяжение при нормальной температуре (табл. 2) показали, что механические свойства металла опытной лопатки в состоянии после эксплуатации по всем характеристикам (за исключением предела текучести) не соответствуют требованиям технических условий: по пределу прочности на 168 МПа ниже уста-

новленного уровня, по относительному удлинению на 5,2 % ниже минимального уровня, а по относительному сужению, соответственно, на 6,2 %.

Применение термической обработки – закалки с температуры 1160°C и последующего старения при 850°C позволило восстановить механические свойства материала

экспериментальной лопатки с постэксплуатационного уровня до уровня норм, соответствующих ТУ 108.02.125-87. В табл. 3 приведены основные условия и результаты испытания на длительную прочность при растяжении образцов, вырезанных из опытной лопатки.

Таблица 1 – Твердость опытных образцов

№ образца	Вариант термообработки		Твердость	
	Вид	Продолжительность старения, ч.	Число твердости, НВ	Диаметр отпечатка, D, мм
2	Исходное состояние		423	3,0
15			302	3,5
3	Закалка с 1160 °С + старение при 850 °С	---	335	3,35
9		4	340	3,3
10		8	400	3,05
11		12	305	3,5
12		16	400	3,05
3а	Закалка от 1160 °С подстуж. до 950 °С + старение при 850 °С	---	460	2,85
5		4	470	2,8
6		8	360	3,2
7		12	380	3,15
8		16	360	3,2

Таблица 2 – Результаты испытания механических свойств

№ образца	Темпер. испыт., °С	Предел текуч., σ_{02} , МПа	Предел прочн., σ_B , МПа	Относ. удлинение, δ , %	Относ. сужение ψ , %	Твердость		Длительн. прочность, σ , МПа
						Число твердости НВ	Диаметр отпеч., D, мм	
ЭП800-ВД (ТУ108.02.125-87)	20	637-784	1078	14	15	418-255	3,0-3,8	---
	800	588	813	8,0	12	---	---	392
1	20	720	910	8,8	5,8	423	3,0	---
4	20	640	1000	19	15	360	3,20	---
18	20	620	1080	16	17	400	3,05	---

Таблица 3 – Условия и результаты испытаний на длительную прочность

№ образца	Состояние материала образца	Температура испытания, °С	Напряжение в рабочей части, МПа	Время испыт. до разрушения, мин (час)	Относит. удлинение (по диаграмме), %
13-1	Постэксплуатационное	900	392	18 (0,3)	21
13-2	Закалка с подстуж. + Старение 8 ч			39 (0,65)	29
13-3	Закалка с подстуж. + Старение 16 ч			49 (0,816)	30
13-4	Закалка + Старение 16 ч			43 (0,716)	51

Проведем сравнительный анализ адекватности полученных результатов испытаний длительной прочности, отраженных в табл. 3, и предъявляемых требований по

данному показателю в соответствии с ТУ 108.02.125.-87 к сплаву ЭП800-ВД, которая составляет $\sigma_{дл}=392$ МПа при времени до

разрушения образца $\tau \geq 100$ часов и температуре испытания 800°C .

Для сравнения используем уравнение Ларсона-Миллера [4]:

$$T_1(C + \lg \tau_1) = T_2(C + \lg \tau_2), \quad (1)$$

где $C = 20$ (по Ларсону).

Экспериментальная проверка показала, что постоянный коэффициент предложенного уравнения зависит от температуры, уровня напряжений, сорта материала. Поэтому пользоваться уравнением можно лишь преимущественно для интерполяции внутри изученного интервала температур и только для близкой экстраполяции по температуре (для стали и никелевого сплава на $50 \dots 100^\circ\text{C}$) и времени.

Из вышеприведенного равенства определяем время до разрушения образ-

ца при испытании его длительной прочностью при температуре 900°C и напряжении $\sigma = 40 \text{ кгс}/\text{мм}^2$, соответствующее $\tau = 100$ ч испытаний по ТУ.

$$\lg \tau_1 = \frac{T_2}{T_1} (C + \lg \tau_2) - C =$$

$$= \frac{800}{900} (20 + \lg 100) - 20 = -45, \quad (2)$$

откуда $\tau_1 = 0,35$ часа.

Из расчета следует, что все испытанные образцы 13-2, 13-3, 13-4, кроме образца 13-1 в исходном, постэксплуатационном состоянии по показателю длительной прочности соответствуют требованиям ТУ 108.02.125-87.

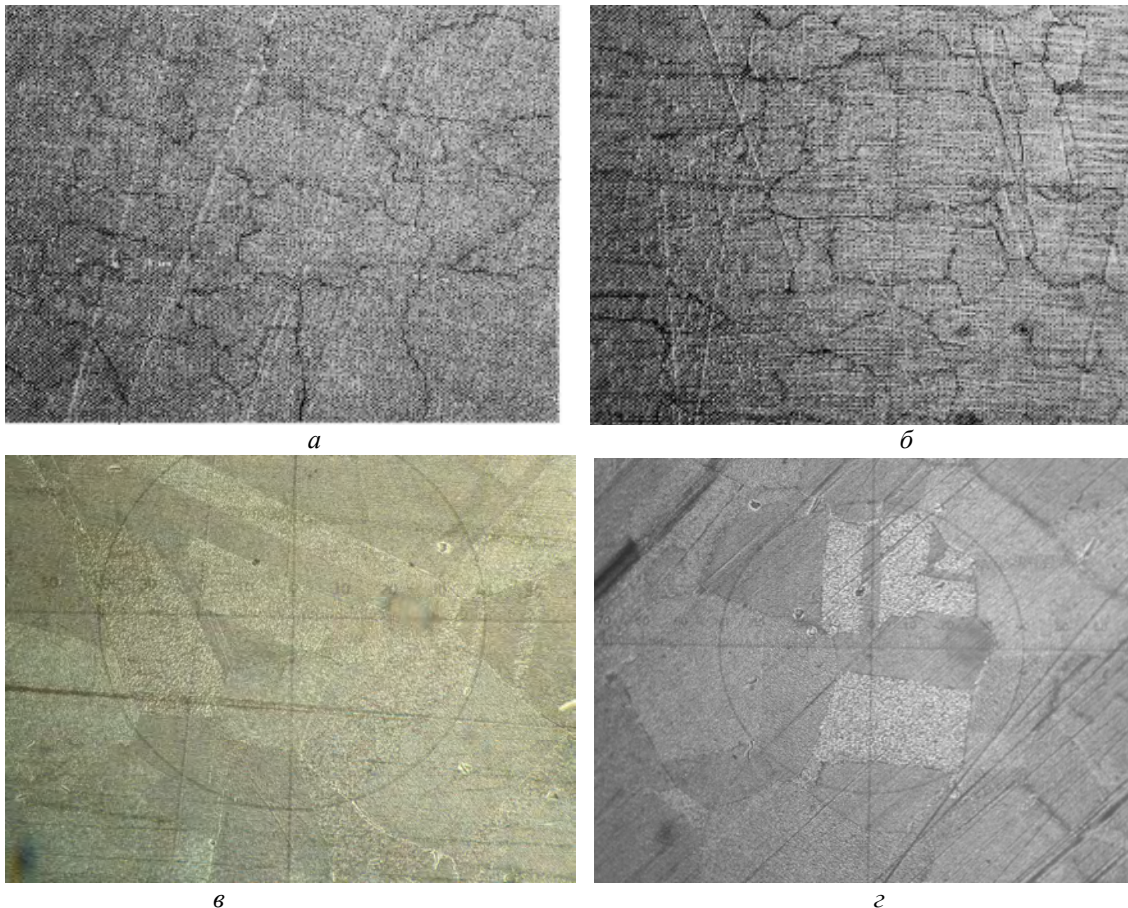


Рис. 2. Микроструктура травленых микрошлифов: а)-2; б)-3; в) – 7; г)-11; X250

На рис. 2 представлены микроструктуры материала шлифов, изготовленных из перовой части опытной лопатки и находящихся в различных структурно-фазовых состояниях: в постэксплуатационном, после закалки с подстуживанием, а также после

закалки с подстуживанием и без и последующего старения в течение 12 часов.

При микроскопическом исследовании вышеуказанных шлифов во всех рассматриваемых случаях не выявлено наличия транс- и интеркристаллитных микротрещин в металле микрошлифов, металл плотный, уста-

новлена значительная разноразмерность никелевого аустенита (γ' -фазы).

Размер аустенитного зерна материала в исходном, постэксплуатационном состоянии находится в диапазоне от 30 до 190 мкм (образец 2). После проведения восстановительной термической обработки (ВТО) материала лопатки по различным режимам наблюдается следующее изменение размера аустенитного зерна: 3- (50-100 мкм), 5- (40-220) мкм, 9- (40-240) мкм, 70- (25-160) мкм, 11-(35-210) мкм, 8- (25-160) мкм, 12- (25-150).

Из анализа тонкой структуры металла лопатки следует, что в результате длительной эксплуатации при рабочих температурах структурно-фазовое состояние лопатки существенно изменяется, деградирует. Упрочняющая интерметаллидная γ' -фаза имеет хаотичное распределение по объему и неправильную геометрическую форму в виде «звездочек», не до конца скоагулированных объединившихся двух, трех или четырех частиц избыточной фазы. Границы зерен извилистые по протяженности, имеют кондиционное строение (рис. 3).

В результате применения ВТО, в случае использования при закалке охлаждения с печью до 950°C, уже при кратковременном старении в течение 4 часов выделяется значительное количество избыточной интерметаллидной γ' - фазы (до 30 %). При этом γ' - фаза имеет упорядоченную структуру с определенной внутризеренной текстурой и правильную кубическую форму. Размер частиц γ' - фазы составляет ~ 300 нм. В данном случае границы между аустенитными зернами имеют практически прямолинейное строение с зубчатыми берегами. Они заполнены выделениями карбидной фазы шаровидной, эллипсоидной или пластинчатой формы, а также интерметаллидной γ' - фазы. Расстояние между берегами зерен составляет ~ 560 нм. (рис. 4 а).

В случае использования в качестве ВТО режима с фиксированной закалкой, эффективность восстановления структурного состояния проявляется несколько слабее. При этом избыточная интерметаллидная γ' - фаза имеет более грубое строение и более замедлено формируется. Размеры частиц из-

быточной γ' - фазы варьируются в диапазоне (400 – 700) нм. Границы аустенитных зерен заполнены карбидной и интерметаллидной фазами, имеют зубчатые берега (рис. 4 б).

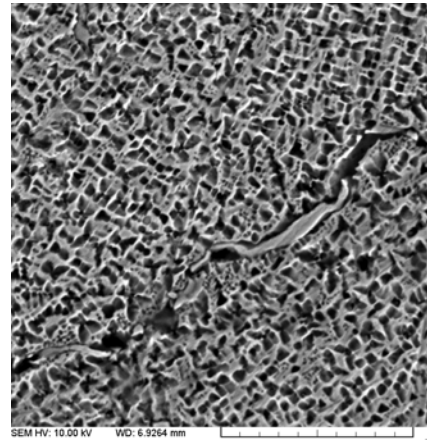


Рис. 3. Внутри- и межзеренная тонкая структура металла образца 2 в постэксплуатационном состоянии. X10000 приб.

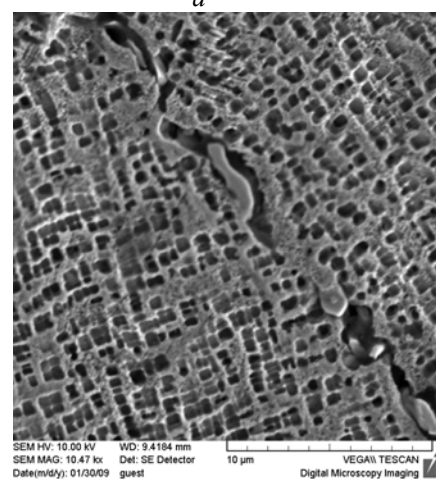
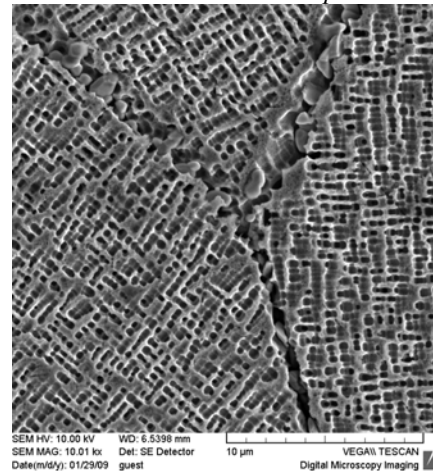


Рис. 4. Внутри- и межзеренная тонкая структура металла травленных шлифов: а)-7; б)-11; X10000

Методом микрорентгеноспектрального анализа на растровом микроскопе были идентифицированы карбидные выделения, содержащиеся в исследуемом металле. На рис. 5 наглядно показаны дорожка сканирования электронного пучка и изображение спектра, зафиксированные на указанной поверхности шлифа материала в постэксплуатационном состоянии. Полученная спектрограмма определяет, что исследованное карбидное включение образовано на основе вольфрама и молибдена и соответствует сложному карбиду II группы (W, Mo)C (фаза внедрения). В связи с малым содержанием углерода в данном сплаве (~0,05 %) количество карбидной фазы в нем незначительно и располагается она преимущественно по границам аустенитных зерен.

Рентгеноструктурный анализ позволил установить идентичность субструктуры основы образцов, отобранных от эксперимен-

тальной лопатки и находящихся в различных состояниях: 2 – исходное постэксплуатационное состояние; 7 – закалка с подступиванием в печи до 950 °С + старение при 850 °С в течение 12 часов; 11 – закалка с 1160 °С + старение при 850°С в течение 12 часов (табл. 5).

Исследование субструктуры γ' -фазы выявило крупный размер блоков мозаики (>5000 Å) как в металле после длительной эксплуатации, так и после его восстановительной термической обработки, что можно объяснить характерным микростроением данного сплава. Микродеформации в зернах ГЦК- γ' -фазы находятся на среднем уровне. Линейная плотность дислокаций имеет умеренные значения, а уровень плотности дислокаций в объеме блоков мозаики повышен в связи с накоплением объемных дефектов в процессе эксплуатации и при старении.

Таблица 4 – Результаты рентгеноструктурного анализа микрошлифов

Усл. № обр.	Размер блоков, D, Å	Микродеформация, ϵ	Плотность дислокаций, см ⁻²	
			ρ_α	ρ_ϵ
2	> 5000	0,00055	10 ⁹	0,15·10 ¹¹
7	> 5000	0,00038	10 ⁹	0,72·10 ¹¹
11	> 5000	0,00041	10 ⁹	0,83·10 ¹¹

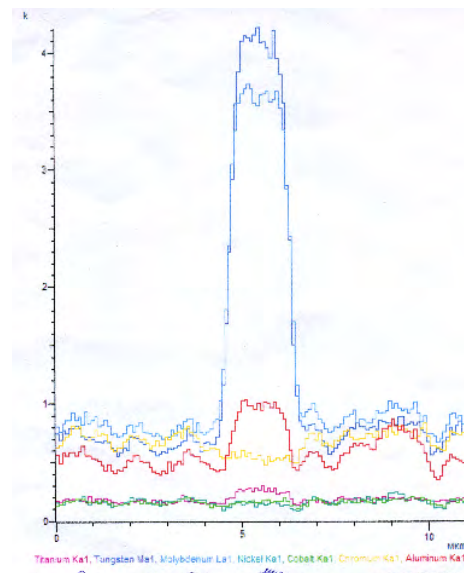
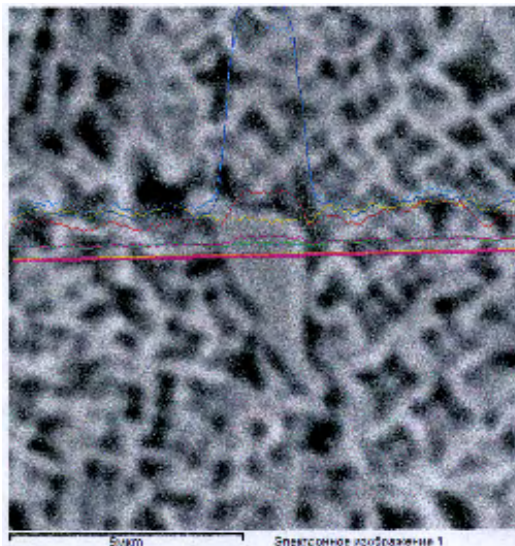


Рис. 5. Результаты микроспектрального анализа карбидного включения на поверхности шлифа 2

На основании комплексного исследования рабочей лопатки 1 ступени ротора турбины ГТЭ-45-3, имеющей наработку 56950 часов, установлено:

- что материал лопатки по химическому составу соответствует жаропрочному никелевому сплаву ХН65КМВЮБ (ЭП 800-ВД), ТУ14-1-1769-76;

- механические свойства материала лопатки при нормальной температуре по пределу прочности, относительному удлинению и относительному сужению не удовлетворяют требованиям ТУ 108.02.125-87;

- длительная прочность материала перовой части лопатки при испытании образцов на растяжение при температуре 900°C и нагрузке $\sigma_p=392$ МПа не соответствует требованиям ТУ 108.02.125-87 (по перерасчету по уравнению Ларсона–Миллера), но удовлетворяют данным требованиям после проведения ВТО;

- микроструктура металла гетерогенная, представляет собой аустенитную матрицу – твердый раствор легирующих элементов (Cr, Co, W, Mo, Al, Nb) и С в никеле, около 35 % когерентно связанной с матрицей интерметаллидной γ' - фазы Ni_3Al и малое количество (до 0,5 %) карбидной фазы типа (W,Mo)C, расположенной, преимущественно, по границам зерен. Границы зерен извилистые. Упрочнены выделениями карбидной и интерметаллидной фаз в виде прерывистых включений. Микротрещины по границам зерен отсутствуют;

- фазовый состав металла перовой части лопатки, определенный рентгеновским методом, согласуется с его структурой: основными фазами являются аустенит и интерметаллид Ni_3Al . Тонкая структура металла характеризуется умеренными значениями уровня микропластической деформации, плотности дислокаций и крупными размерами блоков мозаики ($\epsilon > 0,00055$, $\rho_\alpha > 10^9$, $\rho_\epsilon > 1,5 \cdot 10^{10}$, $D > 5000 \text{ \AA}$).

- термическая обработка материала лопаток по режиму – закалка на воздухе с 1160°C с подстуживанием в печи до 950°C + старение при 850°C в течение не менее 8,0 часов позволяет полностью регенерировать деградированное структурно-фазовое состояние ме-

талла, а также некондиционные показатели его механических свойств.

Вывод. Техническое состояние комплекта рабочих лопаток ротора турбины ГТЭ-45-3, отработавших 56950 часов в производственных условиях, дает возможность продления их ресурса работы после проведения полного восстановительного ремонта по технологии ЗАО НПЦ «Трибоника» не менее чем на 24 000 часов.

Библиографический список

1. Рыбников, А.И. Термическая обработка лопаток с покрытиями / А.И. Рыбников, Л.Б. Гецов // МиТОМ.- 1995.-№ 9.- С.21-25.
2. Филатова, М.А. Влияние термической обработки на структуру и свойства жаропрочных никелевых сплавов / М.А. Филатова, В.С. Судаков // МиТОМ.- 1995. -№6.- С.12-15.
3. Салтыков, С.А. Стериометрическая металлография / С.А. Салтыков – М.: Металлургия, 1978. -565с.
4. Одинг, И.А. Теория ползучести и длительной прочности металлов / И.А. Одинг [и др.] – М.: 1959.

References

- 1 Rybnikov A.I., Getsov L.B. Thermal Processing of shovels with coverings.//MiTM, 1995. № 9. С.21-25.
- 2 Filatova M. A., V.S. Vlijanie's Pike Perches of thermal processing on structure and properties of heat resisting nickel alloys//MiTM, 1995. №6. С.12-15.
- 3 Saltykov S.A. Steriometrichesky Metallografie. – М: Metallurgy, 1978.-565с.
- 4 Oding I.A., etc. The Theory of creep and long durability of metals. – М: 1959.

STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF THE SHOVEL 1 STEPS OF THE ROTOR OF TURBINE GTE-45-3 AFTER THE LONG OPERATING TIME AND REGENERATION

©2009 Yu. P. Tarasenko, V. A. Sorokin, O. V. Berdnik

The Nizhniy Novgorod branch of Establishment of the Russian Academy of Sciences Institute mechanical engineering A.A.Blagonravova's name of the Russian Academy of Sciences Joint-Stock Company Research-and-production Center "Tribonika", Nizhni Novgorod

Microstructure research, nano - a substructure and physicomechanical properties of the fragments which have been selected from a shovel of 1 step from alloy ЭП800-ВД of a rotor of the turbine of unit GTE-45-3 in a postoperational condition, and also after their regenerative heat treatment on various modes for the purpose of definition of a technical condition and maintainability of its material is conducted.

A microstructure, thin structure, a working shovel, unit GTE-45-2, mechanical properties, regenerative heat treatment

Информация об авторах

Тарасенко Юрий Павлович, кандидат физико-математических наук, Президент-главный конструктор Научно-производственной компании «Трибоника», заведующий лабораторией «Трибофизики» Нижегородского филиала Учреждения Российской Академии Наук Института машиноведения имени А.А. Благонравова. Тел.: (831) 432-01-79, (831) 432-03-01. E-mail: npktribonika@yandex.ru. Область научных интересов: исследование микроструктуры материалов, материаловедение.

Сорокин Вячеслав Александрович, начальник научно-технического отдела Научно-производственной компании «Трибоника», старший научный сотрудник лаборатории «Трибофизики» Нижегородского филиала Учреждения Российской Академии Наук Института машиноведения имени А.А. Благонравова. Тел.: (831) 432-01-79, (831) 432-03-01. E-mail: npktribonika@yandex.ru. Область научных интересов: исследование микроструктуры материалов, материаловедение.

Бердник Ольга Борисовна, кандидат технических наук, специалист Научно-производственной компании «Трибоника», научный сотрудник лаборатории «Трибофизики» Нижегородского филиала Учреждения Российской Академии Наук Института машиноведения имени А.А. Благонравова. Тел.: (831) 432-01-79, Факс: (831) 432-03-01. E-mail: npktribonika@yandex.ru. Область научных интересов: исследование микроструктуры материалов, материаловедение.

Tarasenko Jury Pavlovich, Candidate of Physic and Mathematik Science, the President-main the designer of Joint-Stock Company Research-and-production company "Tribonika", the manager of The Nizhniy Novgorod branch of Establishment of the Russian Academy of Sciences Institute mechanical engineering A.A.Blagonravova's name of the Russian Academy of Sciences. Phone: (831) 432-01-79. E-mail: npktribonika@yandex.ru. Area of research: Research of a microstructure of materials, materials technology.

Sorokin Vyacheslav Aleksandrovich, the chief of scientific and technical department of Joint-Stock Company Research-and-production company "Tribonika", the senior scientific employee of laboratory "Tribofisika" of The Nizhniy Novgorod branch of Establishment of the Russian Academy of Sciences Institute mechanical engineering A.A.Blagonravova's name of the Russian Academy of Sciences. Phone: (831) 432-01-79. E-mail: npktribonika@yandex.ru. Area of research: Research of a microstructure of materials, materials technology.

Berdnik Olga Borisovna, Candidate of Engineering Science, the expert of Joint-Stock Company Research-and-production company "Tribonika", the scientific employee of laboratory "Tribofisika" of The Nizhniy Novgorod branch of Establishment of the Russian Academy of Sciences Institute mechanical engineering A.A.Blagonravova's name of the Russian Academy of Sciences. Phone: (831) 432-01-79. E-mail: npktribonika@yandex.ru. Area of research: Research of a microstructure of materials, materials technology.