

ПРОДЛЕНИЕ РЕСУРСА РАБОЧИХ ЛОПАТОК ГТК 10-4 ИЗ СПЛАВА ЭИ 893 ПОСЛЕ ПРОДОЛЖИТЕЛЬНОГО СРОКА ЭКСПЛУАТАЦИИ

А. Ф. БЕЛЯВИН¹, В. В. КУРЕНКОВА¹, Д. А. ФЕДОТОВ¹, С. Г. САЛИЙ², А. П. ЩЕРБИНИН²

¹ООО «Патон Турбайн Текнолоджиз». 030328, г. Киев, ул. Ракетная, 26.

E-mail: VKurenkova@patontt.com

²ПРТП «Укргазэнергосервис», филиал ДК «Укртрансгаз» НАК «Нафтогаз Украины».

08151, г. Боярка, ул. Маяковского, 49.

В процессе длительной эксплуатации (десятки тыс. ч) в рабочих лопатках агрегата ГТК 10-4 под воздействием статических и динамических нагрузок, градиента температур, продуктов сгорания топлива и т. д. происходит деградация основного материала — сплава ЭИ 893. Структурные изменения в основном сплаве лопаток влияют на изменения его механических характеристик по сравнению с металлом в исходном состоянии, а именно — происходит повышение предела прочности, текучести, значений твердости и снижение характеристик пластичности, а, следовательно, снижение их сопротивления ползучести и многоциклового усталости. Поэтому продление ресурса дорогостоящих изделий горячего тракта турбин является очень важной задачей, которая реализуется комплексным восстановлением исходной структуры и механических характеристик сплава ЭИ 893. Целью работы было изучение на семи рабочих лопатках (из комплектов с различным сроком эксплуатации) состояния материала ГТД после эксплуатационного старения, определение их ремонтпригодности и выбор режимов восстановительной термической обработки. Было установлено, что в процессе продолжительного срока эксплуатации при температуре 630...670 °С в рабочих лопатках происходит существенное изменение структурно-фазового состояния основного материала — сплава ЭИ 893, проявляющееся в растворении, коагуляции и неравномерном распределении упрочняющей фазы в объеме матричного раствора и выделении карбидов по субграницам в теле зерна и по границам зерен, образовании карбидов более сложного состава. Было установлено, что оптимальная структура основы с достаточной твердостью и микротвердостью формируется при двухстадийной восстановительной термической обработке: наблюдается некоторое снижение размерности зерна (в основном 2...4 балл зерна), снижение плотности и размеров стабильных карбидных фаз в межзеренных прослойках, равномерном и регулярном распределении дисперсной упрочняющей фазы. Регенерация структуры после ВТО приводит к увеличению пластических (33,2...35,6 %) характеристик, а, следовательно, и сопротивлению усталости, при допустимых значениях прочности и вязкости разрушения, что в целом обеспечивает работоспособность восстановленных изделий. Библиогр. 16, табл. 5, рис. 10.

Ключевые слова: турбина высокого давления (ТВД), турбина низкого давления (ТНД), восстановительная термообработка, твердость, микротвердость, предел прочности, предел текучести, пластичность, работа разрушения, наплавленный шов, зона термического влияния

Рабочие лопатки приводных турбин ГПА эксплуатируются в продуктах сгорания природного топлива в сложных температурных условиях, сопутствующими факторами которых являются: высокая рабочая температура газового потока; значительные температурные перепады между хвостовиком и средней частью пера лопатки; циклические термические напряжения (запуск, останов и т.д.); одновременное воздействие статических растягивающих (центробежных) сил, изгибающих нагрузок, возникающих от воздействия пульсирующего газового потока и динамических вибрационных напряжений.

В решении проблем надежности и продления ресурса рабочих лопаток главным является борьба со структурными изменениями, протекающими в материале лопаток, которые приводят к снижению сопротивления ползучести и многоциклового усталости металла, поскольку около 80 % непредвиденных разрушений деталей горячей части турбин в процес-

се эксплуатации носят именно усталостный характер. Величина знакопеременных нагрузок может достигать 50...80 МПа, а суммарные (эквивалентные) напряжения, которые воздействуют на лопатки I ст. турбины, достигают 150 МПа [1].

В настоящее время в Украине на магистральных газопроводах находится в эксплуатации значительное количество ГПА ГТК 10-4. Большинство агрегатов выработало установленный заводом-изготовителем ресурс, и, в соответствии с требованиями промышленной безопасности на компрессорных станциях газопроводов [1, 2], возникает необходимость технического и экономического обоснованного подхода к продлению ресурса основных деталей на максимальный срок. В первую очередь, это относится к продлению срока безопасной и надежной эксплуатации рабочих лопаток турбины высокого давления, изготовленных из сплава ЭИ 893, заключающемуся в обеспечении полного цикла восстановительной термической об-

работки (ВТО) наряду с проведением необходимых стадий ремонта сваркой/ пайкой. Решение задачи максимального продления ресурса ГПА ГТК 10-4 связано, в частности, с выводом из эксплуатации и проведением испытаний разрушающими методами материала наиболее представительных основных деталей ГПА с максимальным сроком эксплуатации с целью определения влияния эксплуатационных факторов на механические свойства.

Деформируемый жаропрочный сплав ЭИ 893 ВД нашел широкое применение при изготовлении рабочих лопаток ГТУ типа ГТК 10-4, ГТН-16, ГТ-100-750 и других ответственных деталей приводных турбин с длительностью эксплуатации, измеряемой десятками тысяч часов. Влияние длительной эксплуатации на структуру сплава ЭИ 893 и его физико-механические свойства детально рассмотрены в работах [1–3].

Опыт работ Института электросварки им. Е.О. Патона по нанесению защитных конденсационных покрытий на рабочие лопатки энергетических турбин пиковой мощности, выполненных из сплава ЭИ 893 ВД, и применение в этом процессе ВТО, принятой предприятиями Минэнергомаш бывшего СССР, позволил реализовать аналогичный режим восстановления рабочих лопаток агрегата ГТК-10-4, изготовленных из того же сплава.

Выбранный и апробированный режим трехступенчатой термообработки многократно применялся при восстановлении лопаток из сплава ЭИ 893 после различного срока эксплуатации. Однако в условиях экономии энергоресурсов и с целью удешевления восстановительного ремонта рабочих лопаток было принято решение об оптимизации (упрощении) режимов термообработки сплава ЭИ 893 с сохранением всех свойств и эксплуатационной надежности изделий ТВД (турбины высокого давления) и ТНД (турбины низкого давления) ГТК 10-4 при дальнейшей эксплуатации.

Материалы и методы исследования. В ООО «Патон Турбайн Текнолоджиз» была проведена оценка ремонтпригодности четырех комплектов рабочих лопаток ТВД и трех комплектов рабочих лопаток ТНД (всего 564 шт.) после различного времени эксплуатации в составе агрегата ГТК 10-4. Из каждого комплекта были отобраны лопатки с большим количеством дефектов (по одной из каждого комплекта) для порезки и проведения полного металлографического исследования как в состоянии после эксплуатации, так и после различных видов ВТО. Для проведения исследовательских работ двигательных комплектов рабочих лопаток (ТВД+ТНД) из сплава ЭИ 893 использовали образцы из торцов лопаток, обрезанных перед наплавкой, и хвостовика.

Для изучения структуры металла рабочих лопаток ГТК 10-4 использовали методы оптической и сканирующей электронной микроскопии, механические испытания на растяжение при 20 и 750 °С на воздухе, измерение твердости и микротвердости металла на хвостовике и в теле лопаток. Микроструктурные исследования образцов выполняли на электронном микроскопе CamScan с энергодисперсионным рентгеновским микроанализатором Energy 200 (с программным обеспечением INCA). Микротвердость основы в различных состояниях определяли при использовании прибора «Micro-Duromat 4000E» при нагрузке 0,5 Н, а твердость по методу Бринелля на приборе ТШ-2М.

Восстановительную термообработку лопаток и образцов проводили в лабораторной печи СНВ и промышленной печи «Abar» при давлении остаточных газов не выше $1 \cdot 10^{-4}$ Торр.

Испытания образцов на одноосное растяжение проводили на модернизированной машине жесткого типа Р-0,5, в качестве силоизмерителя применяли двухплечевой динамометр. Силовой измеритель проходил предварительную поверку с использованием эталонного динамометра Палаты мер и весов. Запись диаграммы растяжения в координатах P (кг) – τ (мин) осуществляли на самописце КСП-4.

Результаты и обсуждение. Как известно, в результате длительной эксплуатации рабочих лопаток происходит существенное изменение структурно-фазового состояния основного материала, т.е. происходит его деградация. Это выражается в изменении как зеренной структуры, так и $(\gamma + \gamma')$ -тонкой структуры сплава, протекании фазовых превращений и т. д. Эксплуатационное старение вызывает снижение сопротивления усталости (предела выносливости) металла лопаток и, следовательно, надежности работы турбоагрегата в целом.

Например, в рабочих лопатках ГТК 10-4 из сплава ЭИ 893 после 40...60 тыс. ч наработки при температуре 630...670 °С наблюдается снижение характеристик усталости (на 20 %), что является следствием микроструктурных изменений в базовом сплаве. Таким образом, в процессе эксплуатации рабочих лопаток из сплава ЭИ 893 доминирует структурный фактор — количественные превращения отдельных составляющих сплава вследствие старения материала в условиях воздействия высокотемпературного газового потока и напряжений, возникающих в деталях.

Металлографические исследования исходных образцов, вырезанных из семи рабочих лопаток (после различного времени наработки) заключались в определении химического состава сплава (включая содержание углерода), оценке зеренной

Таблица 1. Некоторые характеристики сплава ЭИ 893 рабочих лопаток ГТК 10-4 после неустановленного срока эксплуатации в составе различных комплектов ТВД и ТНД

Номер лопатки	Тип лопатки	Балл зерна	Характеристика упрочняющей γ' -фазы		Твердость <i>НВ</i>	Микротвердость <i>Нц</i> , МПа	Содержание углерода, мас. %
			Объемное содержание, %	Размер частиц, мкм			
0084	РЛ1 ст ТВД	2...4	7	0,05...0,17	2058	3017	0,04
0103	РЛ1 ст ТВД	2...3	8...9	0,02...0,16	2342	3518	0,051
0240	РЛ1 ст ТВД	2	7...8	0,05...0,18	2165	2998	0,046
0285	РЛ1 ст ТВД	2...3	10...11	0,01...0,03	2264	3519	0,043
0369	РЛ2 ст ТВД	3	4...5	0,01...0,1	2244	3447	0,042
0430	РЛ2 ст ТВД	4	7...8	0,05...0,1	2957	3947	0,062
0760	РЛ2 ст ТВД	3	8...9	0,02...0,1	2999	4040	0,038

структуры; измерении твердости и микротвердости, оценке тонкой $\gamma + \gamma'$ -структуры, определении фазового состава и распределении вторичных фаз (табл. 1). Было установлено, что химический состав семи лопаток из различных комплектов полностью соответствовал заявленному сплаву ЭИ 893 (ХН65ВМТЮ), мас. %: Ni-(15...17)Cr-(3,5...4,5)Mo-(8,5...10,0)W-(1,2...1,6)Al-(1,2...1,6)Ti-0,6Mn-0,6Si-<3Fe-<0,07C, в том числе по углероду (табл. 2, рис. 1, а).

При входном контроле комплектов рабочих лопаток после эксплуатации при рабочих температурах на поверхности отбракованных лопаток были

обнаружены эрозионно-коррозионные повреждения, забоины, вмятины и т.д. В материале лопаток трещины отсутствовали, а структура лопаток с различным сроком эксплуатации характеризовалась зерном 2...4 балла (78...177 мкм) по ГОСТ 5639–82, также имела место разнотернистость материала (рис. 2, а, в).

После длительного срока службы лопаток (около 60000 ч) на границах зерен базового сплава (где имеет место разнотернистость) в процессе последующей эксплуатации могут возникать трещины (ввиду различия способностей деформирования крупного и мелкого зерна). Трещины могут

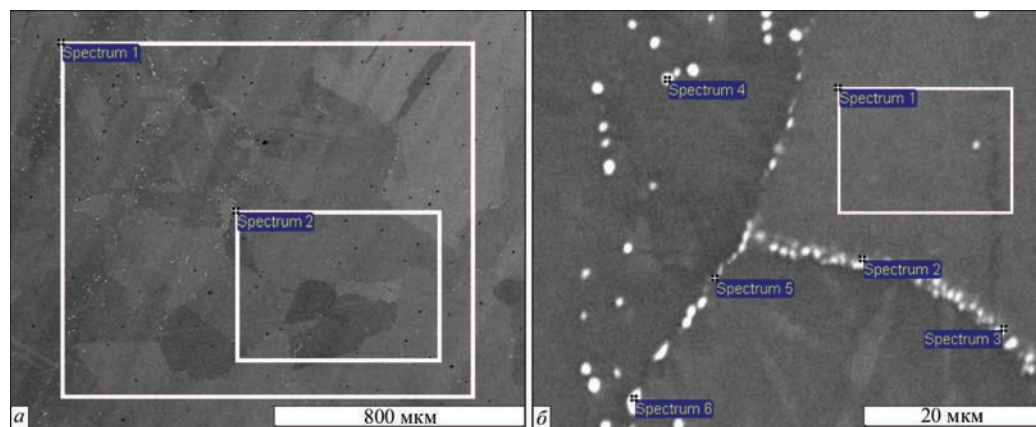


Рис. 1. Области проведения EDX-анализа по площади сечения фрагмента образца (а) и локально по фазам на тройной границе микроструктуры сплава ЭИ 893 после эксплуатации (б)

Таблица 2. Химический состав базового сплава лопаток I степени ГТК 10-4 после неопределенного срока эксплуатации (лопатка № 0084)

Номер спектра	Al	Ti	Cr	Ni	Mo	W	C
Химический состав сплава ЭИ 893 после эксплуатации (перо) (рис. 1, а)							
1	1,29	1,36	16,37	67,78	4,52	8,68	0,04*
2	1,24	1,36	16,8	68,48	3,95	8,17	
Штатный состав ЭИ 893	1,2...1,6	1,2...1,6	15...17	60,9...60,6	3,5...4,5	8,5...10,0	≤0,07
Химический состав фаз в матрице сплава ЭИ 893 после эксплуатации (перо) (рис. 1, б)							
1	1,15	1,17	16,61	65,13	3,8	8,79	3,34**
2	0,87	1,23	14,79	43,37	10,64	20,6	8,49**
3	1,03	1,26	14,36	46,69	9,67	18,32	8,69**
4	0,48	0,68	11,33	25,88	13,58	36,93	10,49**
5	1,1	1,23	15,43	58,52	5,02	10,92	7,78**
6	0,46	0,77	11,68	25,04	14,64	36,47	10,94**

* Углерод, измеренный способом сжигания навески в среде кислорода. ** Углерод, определенный EDX качественно.

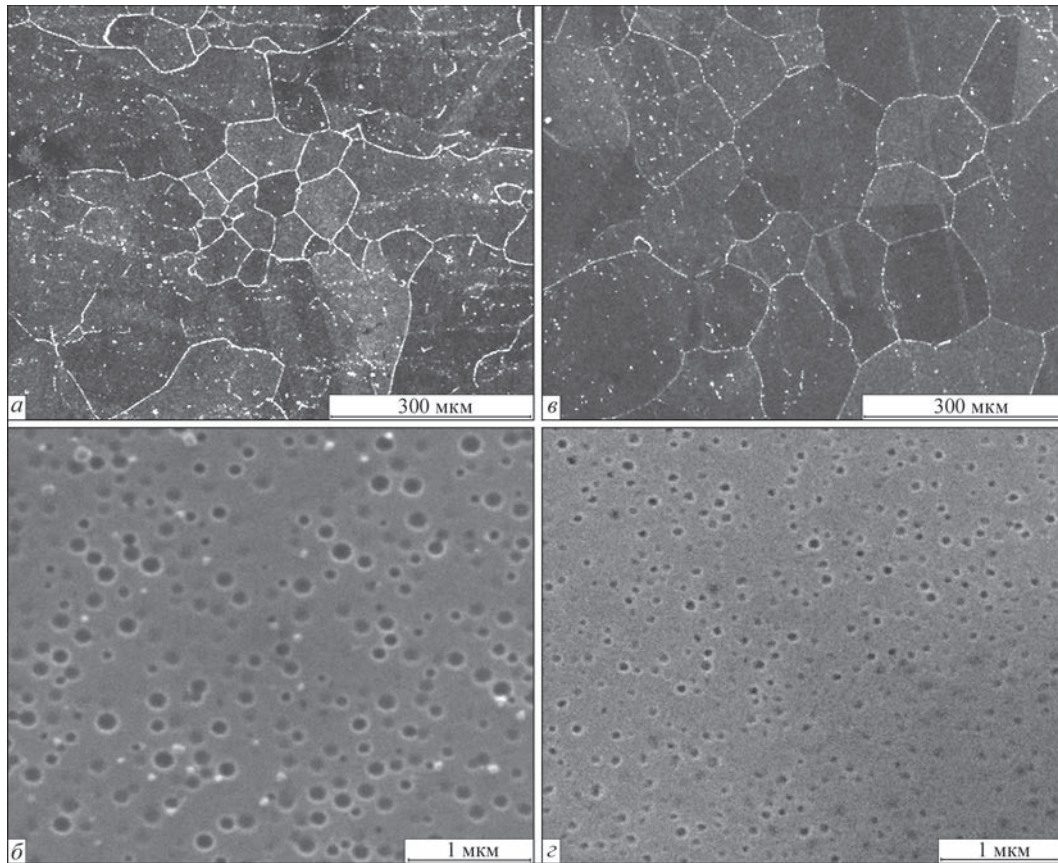


Рис. 2. Микро- и макроструктура сплава на лопатках № 0084 (а, в) и № 0764 (б, г) после различного времени эксплуатации

иметь как транскристаллитный, так и внутризеренный характер. Авторы работы [4] исследовали влияние величины зерна на конструктивную усталостную прочность лопаток (32 шт.) из сплава ЭИ 893 и установили, что размерный фактор величины зерна (от 0,5...1,0 до 3...5 мм) незначительно влияет на уровень усталостной прочности. Было определено, что при симметричном нагружении и комнатной температуре рост величины зерна от 0,1...0,35 до 0,4...1,5 мм приводит к снижению предела выносливости лопаток всего на 4,6 % и это дает возможность допуска в структуре рабочих лопаток из сплава ЭИ 893 для стационарных ГТУ участков с размером зерна до 1,5 мм без вредного влияния на работоспособность изделий [4]. Также авторами было показано, что на появление усталостных трещин в большей мере оказывают влияние дефекты механического происхождения и варьирование радиуса закругления кромок.

В процессе длительной эксплуатации уровень механических свойств металла рабочих лопаток, изготовленных из сплава ЭИ 893, характеризуется изменением пластических и прочностных характеристик по сравнению с металлом в исходном состоянии: снижается пластичность металла (ϵ , ψ) при одновременном увеличении твердости $HВ$ и пределов прочности и текучести (σ_T). Со снижением пластичности связано снижение ударной вязкости, чувствительности к надрезу и усталост-

ных характеристик. Изменение механических характеристик обусловлено структурными изменениями в металле в процессе эксплуатации, т.е. в процессе эксплуатации при рабочей температуре лопаток 630...670 °С старение сплава ЭИ 893 вызывает дополнительное выделение и коагуляцию частиц как упрочняющей γ' -фазы, так и карбидов типа MeC , Me_6C , $Me_{23}C_6$ в объеме зерна и по границам [5]. Распад карбидов MeC и $Me_{23}C_6$ может приводить к образованию частиц более сложного карбида Me_6C . Укрупнение и коалесценция карбидов в межзеренных прослойках до 0,5...6,0 мкм, частичное окантовывание границ частицами γ' -фазы могут оказывать негативное влияние: снижение относительного удлинения металла лопаток до 20...28 %. Так, падение предела текучести за 60 тыс. ч эксплуатации составляет в среднем 250 МПа, т.е. снижается вязкость разрушения и повышается вероятность возникновения трещин [6].

В семи исследованных лопатках после различного времени эксплуатации, в структуре характерным является прежде всего нерегулярное распределение (4...11 об. %) в объеме матричного раствора основной упрочняющей фазы размером 0,01...0,18 мкм, т.е. частичное ее растворение, коагуляция, и протекание карбидных реакций, происходящих в основном по границам зерен с дальнейшей коагуляцией карбидных фаз (рис. 2, б, г). После эксплуатации данные карбидные фазы представ-

ляют собой в основном глобулярные карбиды MeC (на основе W, Mo, Cr), размер которых не превышает 2 мкм (табл. 2, рис. 1, б).

Твердость является механической характеристикой материала, величина которой надежно коррелирует со значениями предела текучести (прочности) испытуемого материала в широкой области температур. Для оценки свойств лопаток, прошедших длительную эксплуатацию, или операции восстановительной термообработки, обязательно используется контрольная операция измерения твердости металла лопатки по Бринеллю (*HB*), как правило, на торце хвостовика в окрестности 1 зуба, где площадь детали позволяет получить соответствующий отпечаток путем вдавливания индентора — шарика диаметром 10 мм с усилием 3000 кг.

В реальных рабочих лопатках наблюдается заметный разброс физико-механических свойств по высоте изделия, так как замок лопатки в процессе эксплуатации не подвергается значительному температурному воздействию по сравнению с профильной частью (т.е. металл хвостовика может характеризовать свойства сплава в исходном состоянии). Как видно из табл.1, наиболее вероятные значения *HB* сплава ЭИ 893 ВД на лопатках с различным временем эксплуатации находятся в интервале *HB* 2058...2999 и свидетельствуют о том, что 60 % всех исследованных лопаток имеют твердость, близкую к исходному материалу (*HB* 2170...2770), и соответствуют уровню значений *HB*, полученных ранее на рабочих лопатках ГТ-100 и ГТК 10-4, что согласуется с данными авторов работ [6–8].

На примере рабочих лопаток № 0430 и 0760 твердость сплава ЭИ 893 составляла *HB* 2957...2999. Эти достаточно высокие цифры по твердости и незначительное повышение микротвердости свидетельствовали о развитии процесса старения металла, а в случае лопатки № 0760 — перестаривания структуры в процессе эксплуатации с выделением ультрадисперсной фазы 0,01...0,03 мкм (см. табл. 1). Также достаточно высокие значения твердости могли определяться текстурой деформации штамповки и наследственной текстурой рекристаллизации и карбидной полосчатости в реальном изделии.

Структурные изменения в основном сплаве как результат длительной эксплуатации, являются обратимыми, для чего необходимо применение восстановительной термической обработки в вакууме, которая возвращает физико-механические свойства металла рабочих лопаток (в частности, сплава ЭИ 893) к уровню, соответствующему исходному (до эксплуатации).

Применение трехступенчатой термообработки рабочих лопаток ТВД энергетических ГТУ в свое время (1980-е годы) позволило получить высокую надежность эксплуатации турбин пиковой мощности даже с увеличением температуры газа. Режим ВТО не снижал прочностных характеристик металла, включая конструктивную выносливость лопаток и обеспечивал высокий уровень свойств базового сплава, не отличающийся (и даже превышающий) уровень свойств металла после стандартной многоступенчатой термической обработки после штамповки заготовки, а именно: 1020 °С, 2 ч + 1160 °С, 3 ч, воздух + 1000 °С, 4 ч, воздух + 900 °С, 8 ч, воздух, + 850 °С, 15 ч, воздух.

Восстановительную термообработку лопаток после эксплуатации традиционно проводят в вакуумных печах с принудительным охлаждением аргоном по следующему режиму: нагрев 1040 °С, 4 ч, охлаждение до 300 °С, нагрев до 900 °С, 8 ч, охлаждение до 300 °С + 820 °С, 15 ч. Скорость охлаждения должна быть не ниже 12 град/мин на высокотемпературном участке охлаждения (до 650 °С).

Ранее проведенные исследования рабочих лопаток-свидетелей промышленных партий I и II ступеней ТВД и ТНД (сплав ЭИ 893) энергетической установки ГТ-100-750 после трехступенчатой ВТО показали, что при 20 °С основные результаты испытаний по пределу текучести укладываются в диапазон значений 500...600 МПа, а предел прочности превышает 900 МПа (достигая 1040 МПа), удлинение при разрушении — более 20 % с максимумом значений 30...40 %. Некоторый разброс значений наблюдали для ударной вязкости с максимумом в интервале 60...80 Дж/см².

Для восстановления служебных характеристик лопаток из сплава ЭИ 893 авторы работы [6] предложили упрощенную (двухстадийную) схему ВТО: отжиг в аргоне при температуре 1050 °С (2 ч), быстрое охлаждение, нагрев до 850°, выдержка 5 ч, охлаждение аргоном.

В результате восстановительной термообработки существенного изменения фазового состава сплава не происходит. Основной карбидной фазой остается металл M_6C . Количество упрочняющей γ' -фазы несколько снижается и соответствует исходному (до эксплуатации) состоянию. После проведения ВТО снижается уровень твердости и возрастают пластические характеристики металла лопаток (ϵ , γ), достигая исходных значений. Авторы работы [7] также рассматривали двухстадийную ВТО после эксплуатации: 1050 °С (3 ч), охлаждение на воздухе и последующее старение при 850° (12 ч), охлаждение на воздухе и исследовали механические свойства сплава ЭИ 893 после нее. Было показано, что двухступенчатая обработка

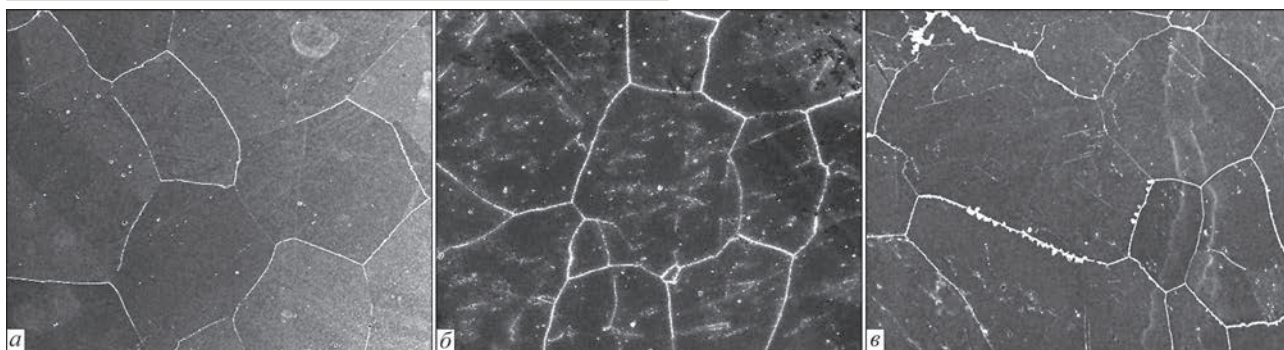


Рис. 3. Макроструктура ($\times 100$) сплава на лопатках после различных ступеней ВТО: а — 1160 °С; б — 1160 °С + 1040 °С; в — 1160 °С + 1040 °С + 900 °С

обеспечивает оптимальные значения структурных и механических показателей (так, относительное удлинение составляет 36 % при пределе прочности 920 МПа).

В связи с необходимостью наварки торцевого уплотнения, лопатки после эксплуатации должны подвергаться аустенизации (вакуумному отжигу) при температуре 1160° С при давлении остаточных газов в рабочей камере $1 \cdot 10^{-4}$ Торр. Структура материала лопаток в результате отжига приближается к однофазной и приобретает способность удовлетворительно свариваться без возникновения трещин. После сварки и механической обработки наплавленных участков детали подвергаются ВТО по указанному режиму: 1040 °С + 900 °С + 820 °С. Следовательно, рабочие лопатки ГТК 10-4, поступающие на ремонт и восстановление после различных сроков эксплуатации, должны проходить четырехстадийную термическую обработку, включающую первичную гомогенизацию перед наплавкой (сваркой) и трехступенчатое старение. Для выбора и оптимизации режимов были рассмотрены три варианта ВТО (с различной длительностью ступеней):

1160°С + 1040°С + 900°С + 820°С (четырёхступенчатый);

1160 °С + 900°С + 820°С (трехступенчатый);

1040 °С + 820°С (двухступенчатый).

Все образцы, вырезанные из семи секционированных лопаток после различного срока эксплуатации, подвергались этапам одного из трех вариантов термообработки. После каждого этапа ВТО исследовали изменения в структуре базового материала. Так, после гомогенизации 1160 °С наблюдалось укрупнение зерен, растворение границ мелких зерен и частичное растворение границ крупных зерен. При таком режиме максимально растворяется не только основная упрочняющая γ' -фаза, но и карбидные фазы в середине и по границам зерен (рис. 3, а). После гомогенизации вторичные фазы представлены в виде дисперсных частиц (1...2 мкм) стабильных карбидных фаз типа MeC на основе вольфрама и молибдена (табл. 3, рис. 4, а).

Карбид Me_6C образуется при 1030 °С, поэтому во время термообработки при близкой температуре основной карбидной фазой является именно он, что снижает возможность протекания карбидных реакций в процессе последующей эксплуатации (данный карбид устойчив до 1250 °С и в жаропрочных сплавах может образовываться из расплава). После длительной эксплуатации при повышенных температурах эксплуатационного старения (например, перо лопатки) возможна трансформация данного карбида в $Me_{12}C$ - η -карбид, относящегося к тому же классу стабильных карбидов. Таким образом, после этапа высокотемпературного старения вторичными упрочняющими фазами в сплаве ЭИ 893 выступают карбиды Me_6C и первичные карбиды MeC (табл. 3, рис. 4, б). Также на этом этапе термообработки происходит частичная рекристаллизация материала (рис. 3, б).

Карбид $Me_{23}C_6$ на основе хрома начинает выделяться при 840...925 °С по реакции $MeC + \gamma \rightarrow Me_{23}C_6 + \gamma'$ по границам зерен, где диффузия и соответственно фазовые превращения происходят легче. Данный карбид выделяется в процессе многоступенчатого старения по границам зерен (кроме карбида Me_6C), размер частиц которого составляет 0,3...0,5 мкм. Данный карбид достаточно нестабилен и в процессе эксплуатации при температуре 550...750 °С, на межзеренных границах претерпевает превращение по реакции $Me_{23}C_6 \rightarrow Me_6C \rightarrow (Me_{12}C)$. После образования последних карбидов происходит их коагуляция (до 1,0...1,5 мкм.) Температура полного растворения нестабильного хромового карбида $Me_{23}C_6$ составляет 900...1040 °С.

После термообработки по режиму 1160°С + 1040°С + 900°С в структуре основы наблюдается локальное утолщение границ зерен с образованием цепочек или колоний карбидных фаз $Me_{23}C_6$ размером более 3...5 мкм (рис. 3, в).

Определенные режимы ВТО (температуры гомогенизации и старения) могут способствовать созданию различных качественных соотношений структурных фаз в матричном растворе. Вторичные фазы сплава ЭИ 893 обычно состав-

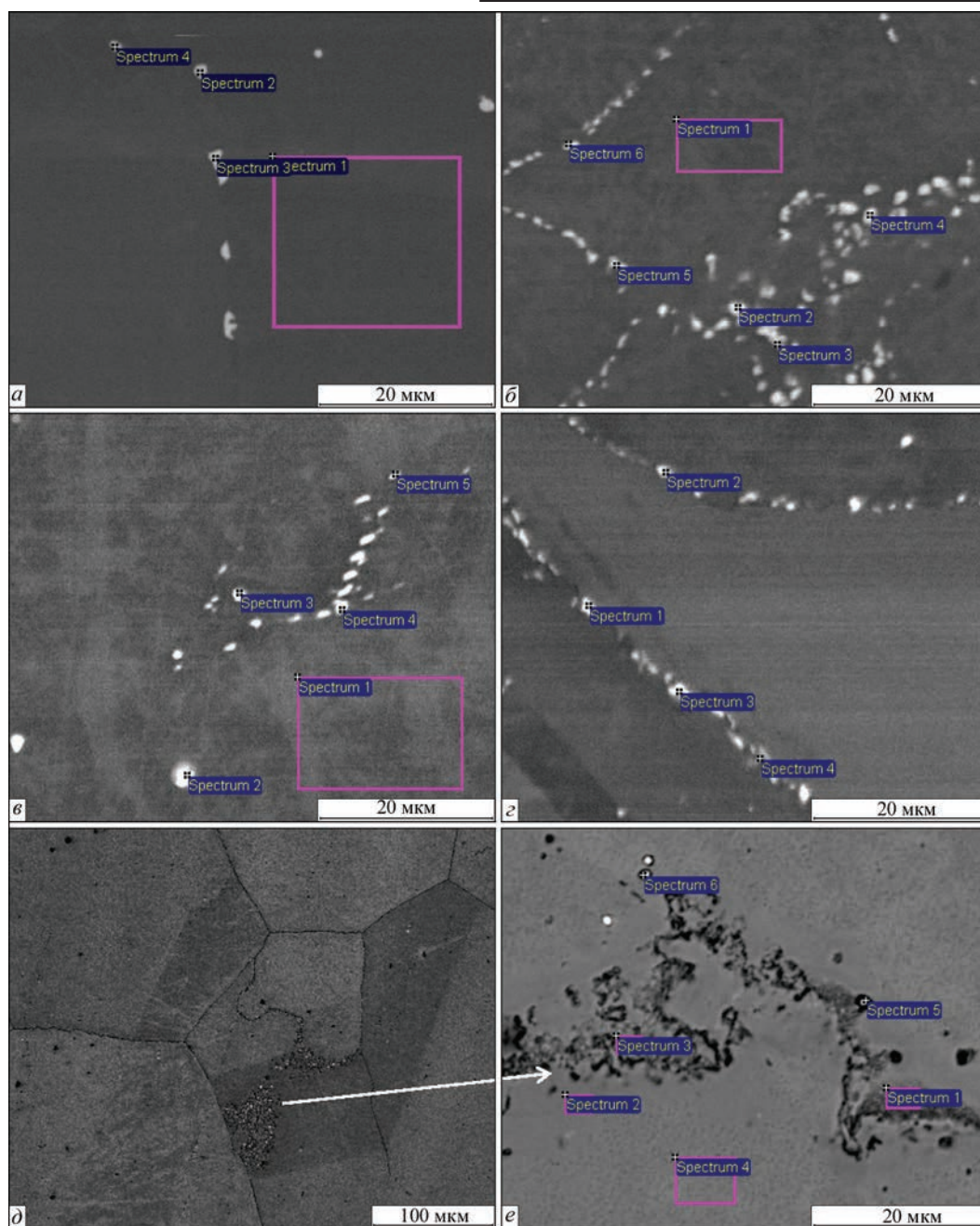


Рис. 4. Участки определения химического состава структурных составляющих сплава ЭИ 893 после различных этапов термообработки: *a* — 1160 °С; *б* — 1160 °С + 1040 °С; *в* — 1040 °С + 820 °С; *г* — 1160 °С + 1040 °С + 900°С+800 °С; *д, е* — 1160 °С + 900 °С + 800 °С

ляют 1,1...1,3 об. % и представляют собой карбиды MeC , $Me_{23}C_6$, Me_6C и бориды Me_3B_2 и Me_5B_6 , которые оказывают влияние на механические характеристики сплава, особенно морфологией распределения. Очевидно, что для создания более близкой к равновесной структуре сплава после ВТО, необходимо стремиться к образованию стабильных фаз типа MeC и Me_6C на основе вольфрама и молибдена и минимизации фаз хромовых карбидов. Чем выше гомогенизация, тем выше температура образования стабильных фаз. Так, после гомогенизации при 1200 °С обнаруживаются только стабильные фазы Me_6C и Me_3B_2 , которые сохраняются после длительной эксплуатации

независимо от вариантов последующей термообработки, что характеризует стабильное состояние сплава ЭИ 893. Рассмотренные три режима восстановительной термической обработки двух-, трех- и четырехступенчатые, в конечном счете, приводят к формированию существенно различающихся структур основы (рис. 4, *в, г, е*, рис. 5).

Так, при двухстадийной ВТО макроструктура основы состоит в основном из равноосных зерен 2...4 балла с тонкими границами зерен (рис. 5, *а, б*). При этом микроструктура представляет собой гомогенный твердый раствор с дискретным выделением глобулярных карбидных фаз типа Me_6C и MeC (рис. 4, *в*, табл. 3). Первичные стабильные

Таблица 3. Химический состав фаз в матрице сплава ЭИ 893 после различных этапов термообработки

Номер спектра	C	Al	Ti	Cr	Fe	Ni	Mo	W
После гомогенизации 1160 °С (рис. 4, а)								
1	3,27	1,48	1,69	15,81	0,05	64,95	4,32	8,44
2	9,91	0,24	0,45	16,68	0,24	11,8	20,11	40,57
3	9,37	0,12	0,69	15,53	0,24	19,72	17,52	36,81
4	8,64	0,64	0,72	17,36	0,27	21,74	18,34	32,29
После гомогенизации 1160 °С + 1040 °С (рис. 4, б)								
1	3,47	1,25	1,39	15,55	-	65,17	3,72	9,44
2	9,04	0,67	0,93	16,31	-	38,37	11	23,68
3	8,9	0,6	0,99	13,12	-	40,92	10,59	24,89
4	7,25	1,32	1,34	16,18	-	55,71	5,29	12,9
5	7,64	1,12	1,3	15,84	0,36	56,65	4,93	12,16
6	7,89	1,32	1,37	15,51	0,35	61,85	3,56	8,15
После 1040 °С + 820 °С (рис. 4, в)								
1	2,95	1,11	1,1	15,91	-	65,63	3,68	9,61
2	11,59	-	0,65	2,1	-	29,22	48,11	8,34
3	9,41	0,6	0,88	12,5	-	34,29	12,33	29,99
4	7,25	0,42	0,71	12,37	-	28,50	15,03	35,73
5	5,66	1,1	1,31	15,29	-	61,95	3,74	10,95
После 1160 °С + 1040 °С + 900 °С + 800 °С (рис. 4, г)								
1	9,83	0,45	1,06	12,79	0,47	33,13	12,55	29,72
2	6,09	1,02	1,33	15,24	0,54	64,29	3,76	7,73
3	5,14	1,24	1,6	16,1	0,42	55,31	6,28	13,91
4	6,14	2	1,87	23,11	0,16	51,2	5,65	9,86
После 1160 °С + 900 °С + 800 °С (рис. 4, е)								
1	8,17	0,65	0,87	19,74	1,56	56,69	3,84	8,47
2	4,27	0,98	1,08	16,29	1,85	63,86	3,18	8,48
3	6,74	0,65	0,73	23,16	1,57	52,96	4,55	9,63
4	3,7	1,09	1,12	15,38	1,65	64,07	3,76	9,23
5	3,18	0,19	0,57	22,77	1,02	34,2	11,69	26,38
6	4,46	0,68	0,98	17,79	1,56	57,95	4,72	11,86

карбиды MeC располагаются чаще всего внутри и по границам зерен и соответствуют сложному карбиду II группы (W, Mo, Cr)C. При размере не более 1 мкм и дискретном распределении по зерну частицы данной карбидной фазы не оказывают никакого отрицательного влияния на механические характеристики металла.

При трехступенчатом режиме ВТО (без отжига 1040 °С) наглядно наличие в структуре материала как разноразмерного зерна, так и выделения большого количества карбидных фаз по границам зерен, полосам скольжения и дефектам упаковки (рис. 5, в, г). С одной стороны, при термообработке 1160 °С + 900 °С + 820 °С в металле обнаруживается только карбид Me₂₃C₆, величина дискретных частиц которого составляет 0,3...0,4 мкм, и можно было бы говорить о высоком уровне пластичности и ударной вязкости при 20 °С (превосходящем уровень после ступенчатой ТО). Однако данные карбидные фазы не являются эффективным препятствием межзеренному проскальзыванию и кроме этого в матрице сплава данные фазы также образуют карбидные цепочки и конгломера-

ты (колонии), размер которых превышает 5 мкм. Укрупнение и коалесценция карбидов Me₂₃C₆ в межзеренных прослойках до 5 мкм, частичное окантовывание границ частицами γ'-фазы могут оказывать негативное влияние на снижение вязкости разрушения и повышать вероятность возникновения трещин. Со снижением пластичности связано снижение ударной вязкости, чувствительности к надрезу и усталостных характеристик (рис. 4, е, табл. 3).

Стандартный четырехступенчатый режим ВТО приводит к формированию разноразмерной зеренной структуры с полосами скольжения, наличие которых может приводить в дальнейшем к возникновению и распространению микротрещин и излому при усталостных испытаниях (рис. 5, д, е). Вторичные фазы выделяются в основном по границам зерен и представляют собой карбиды трех типов, а именно MeC, Me₂₃C₆, Me₆C (табл. 3, рис. 4, г).

Основной упрочняющей фазой сплава ЭИ 893 является γ'-фаза, которая выделяется в процессе длительного старения в температурном интервале от 950 до 550 °С. Ее количество зависит от

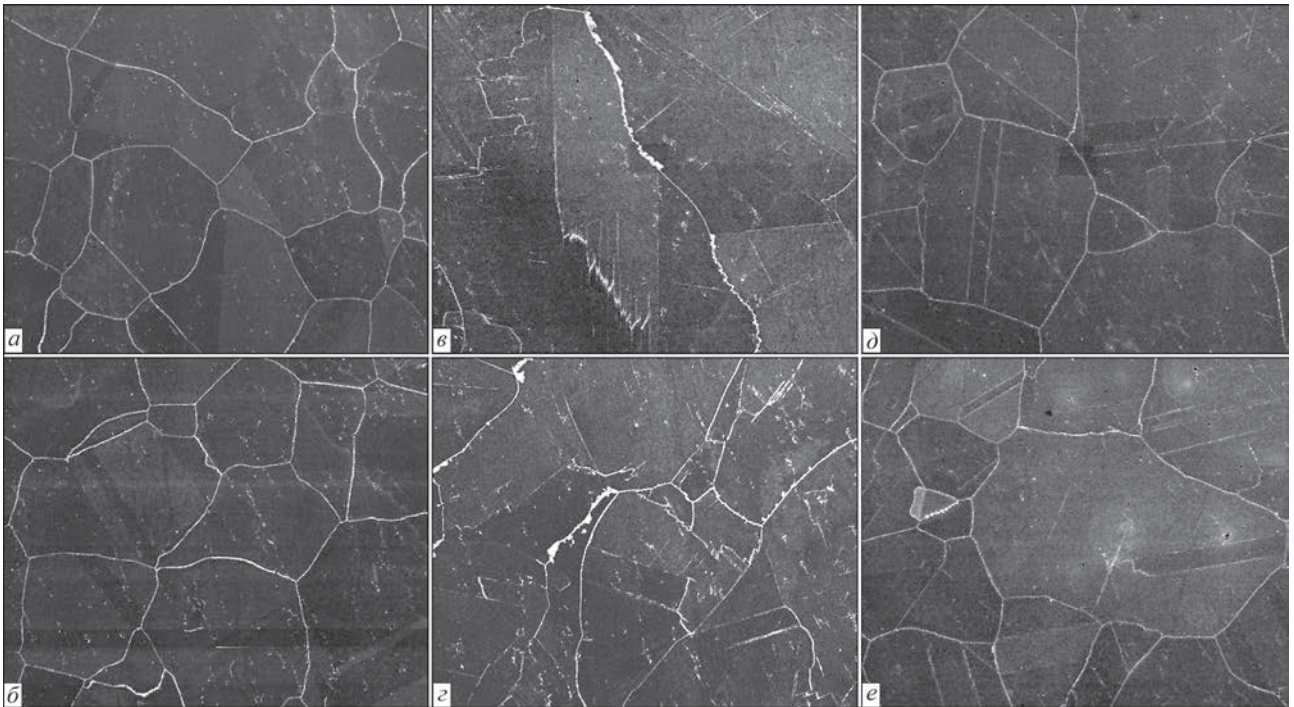


Рис. 5. Микроструктура ($\times 100$) сплава ЭИ 893 на образце № 0240 после термообработки: гомогенизации при $1040\text{ }^{\circ}\text{C} + 800\text{ }^{\circ}\text{C}$ (а, б), $1160\text{ }^{\circ}\text{C} + 900\text{ }^{\circ}\text{C} + 800\text{ }^{\circ}\text{C}$ (в, г) и гомогенизации при $1160\text{ }^{\circ}\text{C} + 1040\text{ }^{\circ}\text{C} + 900\text{ }^{\circ}\text{C} + 800\text{ }^{\circ}\text{C}$ (д, е)

температуры старения и составляет 9 % — при $850\text{ }^{\circ}\text{C}$; 5 % — при $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ и 2 % при $950\text{ }^{\circ}\text{C}$, 16 % — при $650\text{...}670\text{ }^{\circ}\text{C}$ (максимальное количество) [9]. (При температуре $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ после 1000 ч старения происходит равновесное образование γ' -фазы). В ходе исследований было установлено, что применение ВТО для лопаток, бывших в эксплуатации, способствовало растворению огрубевшей γ' -фазы и последующему выделению регулярной тонкодисперсной упрочняющей фазы, причем применение двухстадийной термообработки способствовало выделению большего количества γ' -фазы 8...10 % (по сравнению с 7...8 % при четырехстадийной ВТО) с меньшим размером частиц 0,021...0,06 мкм (рис. 6).

Твердость, являясь достаточно важной характеристикой материала рабочих лопаток, определяется прежде всего структурным состоянием сплава ЭИ 893, а именно, величиной зерна, количеством и морфологией вторичных (скорее всего) пограничных фаз, определяемых количеством наработанных часов. Графики твердости отчетливо отражают структурные изменения, происходящие на различных этапах ВТО (рис. 7, а, б). Так, при проведении гомогенизации при $1160\text{ }^{\circ}\text{C}$ происходит растворение основной упрочняющей γ' -фазы и большинства вторичных карбоборидных фаз (особенно по границам зерен), что приводит к однозначному снижению твердости материала. При последующем отжиге при $1040\text{ }^{\circ}\text{C}$ происходит частичная рекристаллизация (измельчение зерна), выделение и стабилизация карбидов типа Me_6C , что приводит к росту твердости матери-

ала. На последующих стадиях старения, а именно 900 и $820\text{ }^{\circ}\text{C}$, выделяются вторичные и основная упрочняющая фазы, которые влияют на повышение твердости материала.

Графики твердости, измеренной на разных этапах ВТО, по каждой из семи исследованных лопаток, свидетельствуют о снижении ее значений при высокотемпературной или низкотемпературной гомогенизации материала и последующем увеличении при проведении старения (рис. 7). После любого из трех режимов ВТО в конечном счете твердость на лопатках достигала базового уровня значений — 2100...2700 МПа, что подтверждало восстановление технологических свойств материала изделий.

Микротвердость в основном является характеристикой упрочнения тела зерна вторичными фазами и основной упрочняющей γ' -фазой. Графики микротвердости по всем образцам показывают, что при гомогенизации происходит полное растворение упрочняющей фазы и большинства вторичных фаз в матрице, а температура $1040\text{ }^{\circ}\text{C}$ является температурой частичного растворения γ' -фазы и полного растворения нестабильных пограничных хромовых карбидов типа Me_{23}C_6 , а также температурой стабилизации карбида Me_6C , которая приводит к увеличению микротвердости. Последующее двухступенчатое старение вызывает более полное увеличение количества γ' -фазы и последующее повышение значений HV (рис. 8, б, г).

Приведенные графики и микроструктуры подтверждают верность суждений о структурной регенерации сплава после ВТО. Так, наблюдается некоторое снижение разноразмерности зерна (в

основном 2...4 балл зерна), снижение плотности и размеров карбидных фаз в межзеренных прослойках, равномерном выделении упрочняющей фазы. При применении двухступенчатого режима ВТО отсутствовали конгломераты более 5 мкм карбидов $Me_{23}C_6$ (характерные для ВТО со ступенью 900 °С) и неравномерность распределения и многообразия вторичных фаз, как в случае трех- и четырехступенчатого режима ВТО.

Так, например, для лопатки № 0430 из комплекта рабочих лопаток II ступени ГТК 10-4 в результате ВТО достаточно высокая твердость *НВ* сплава ЭИ 893 после эксплуатации — 2957 МПа снижается до нормального уровня 2300 МПа (рис. 7, б).

ВТО приводит к снижению твердости (повышению пластичности) базового сплава за счет перераспределения примесей с границ зерен в матричный раствор и обратного растворения охрупчивающих фаз, выделившихся на границах зерен вследствие сегрегации примесей внедрения и неблагоприятных карбидных превращений в сплаве в процессе экс-

плуатации турбинных лопаток, а также частичного растворения упрочняющей γ' -фазы.

Выбор режима термообработки контролировали путем проведения механических испытаний сертификационных образцов, вырезанных из пера и замковой частей лопаток после длительной эксплуатации. Для оценки механических свойств (прочности, пластичности) сплава ЭИ 893 после эксплуатации и возможности улучшения их после восстановительной термообработки использовали испытания образцов на одноосное растяжение.

В табл. 4, 5 обобщены результаты испытаний образцов типа МИ-9 и МИ-12 (согласно спецификации ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины), вырезанных из хвостовиков и нижней части пера рабочих лопаток первой ступени ТВД, после эксплуатации в различных регионах (в том числе лопаток-свидетелей № 86, № 016 из комплекта ВКФ-05 лопаток ГТК 10-4 после наработки 57373 тыс. ч).

Результаты механических испытаний на растяжение полностью соответствовали ТУ14-1-2662-79 (или ТУ 108-02-005) на сплав ЭИ 893 ВД. Отмечалось некоторое снижение пластических

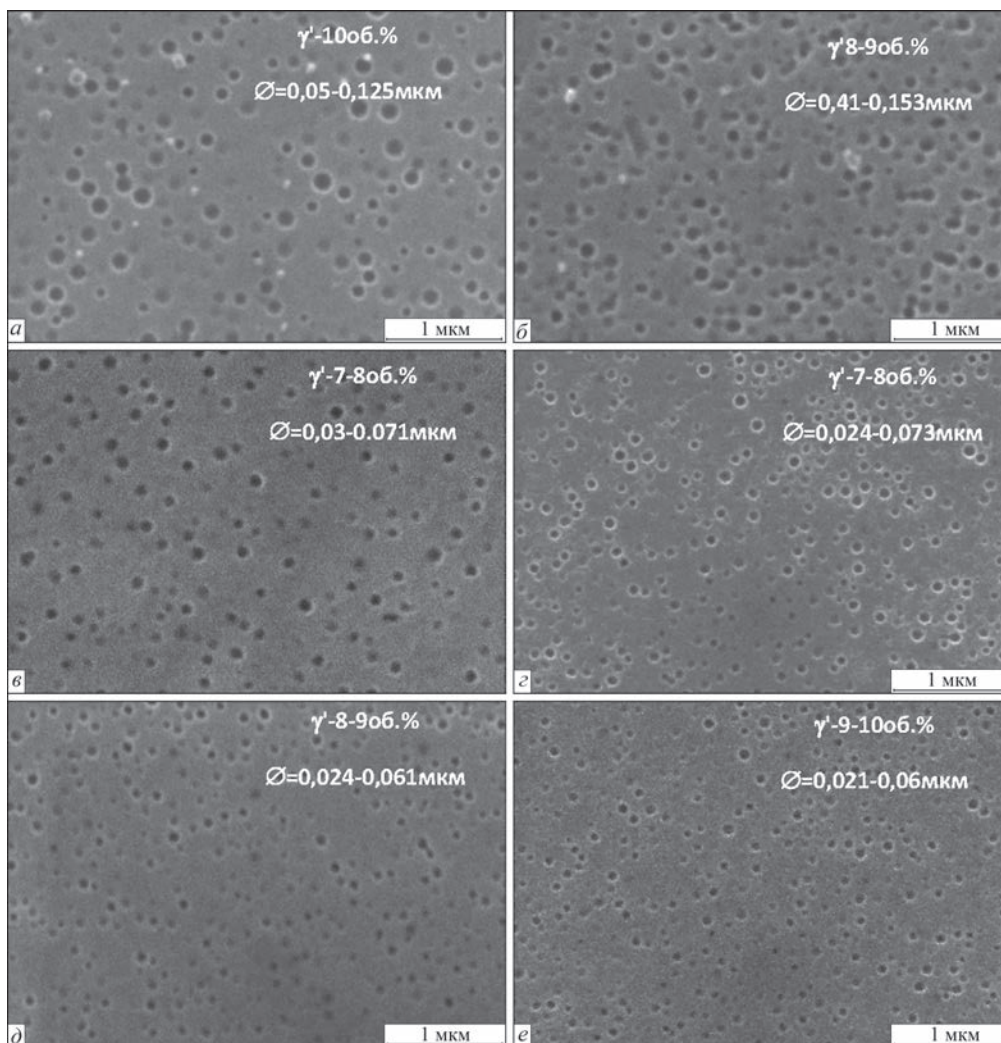


Рис. 6. Микроструктура сплава ЭИ 893 ($\gamma + \gamma'$) после эксплуатации (а, б), после четырехстадийной ВТО (в, з) и двухстадийной ВТО (д, е) на лопатках № 0084 (а, в, д) и № 0103 (б, з, е)

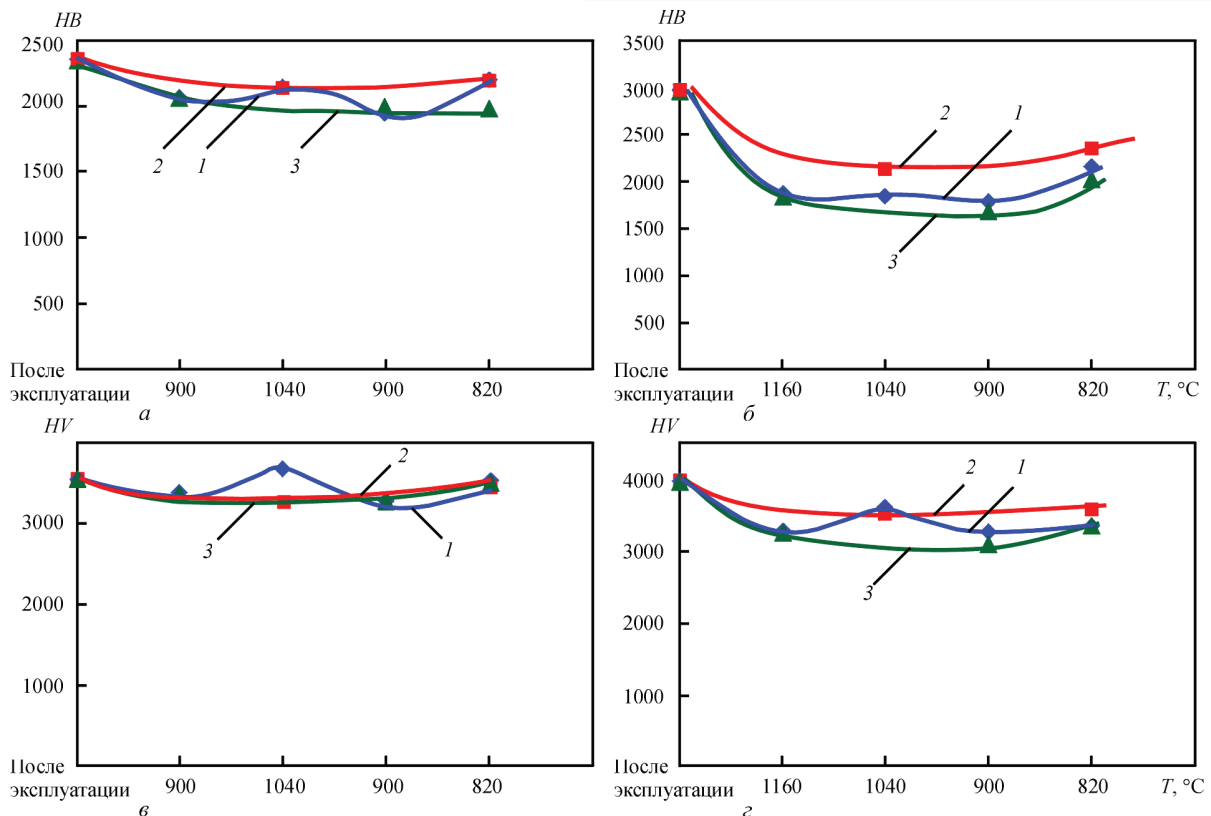


Рис. 7. Значения твердости по Бринеллю (а, б) и микротвердости (в, г) сплава ЭИ 893 на лопатках № 0103 (а, в) и № 0430 после различных этапов термообработки: 1 — ВТО: 1160 °С + 1040 °С + 900 °С + 820 °С; 2 — 1040 °С + 820 °С; 3 — 1160 °С + 900 °С + 820 °С

свойств сплава (δ и ψ) при одновременном увеличении твердости HB , предела текучести $\sigma_{0,2}$ и прочности σ_b в результате эксплуатации (табл. 4, 5). При проведении ВТО совместно со снижением прочности и твердости металла лопаток возросла низкотемпературная пластичность (δ до 35,6 %). Физико-механические свойства сплава ЭИ 893 после ВТО превосходили свойства исходного сплава ЭИ 893 ВД перед постановкой лопаток в турбину (по ТУ). Полученные результаты демонстрировали практически полное совпадение механических свойств ($\sigma_{0,2}$, σ_b , ϵ , ψ) металла лопаток после эксплуатации и после восстановительной термообработки данным испытанием, выполненным в 2004–2005 гг. и приведенных в отчете [9].

Результаты испытаний на растяжение показали незначительное отклонение физико-механических свойств металла профильной части лопатки от металла хвостовика ввиду различных температурных условий эксплуатации, т.е. более высокой температуры по перу.

Достаточно важными физико-механическими характеристиками сплава для рабочих лопаток являются характеристики прочности и пластичности при повышенной температуре — 750 °С (см. табл. 5). Для высокотемпературных испытаний использовали образцы МИ-9/1к (диаметр рабочей части 5 мм, длина рабочего участка 25 мм) по спецификации ИЭС им. Е. О. Патона, вырезанные

из металла верхнего зуба замка и из нижней части пера в наиболее массивной ее части, примыкающей к входной кромке.

После ВТО предел прочности (756,5...780 МПа) значительно превосходил уровень (650 МПа) в соответствии с данными ТУ на сплав, однако был несколько ниже результатов при испытании металла после эксплуатации (867 МПа). Пластичность (ϵ , ψ) металла лопаток после ВТО превышала пластичность металла лопаток после наработки и составляла 36,8...38,9 и 30,1...40,8 % соответственно по сравнению с 22,2 и 26,9 %. Также заметно некоторое увеличение предела прочности и пластичности именно после двухстадийного

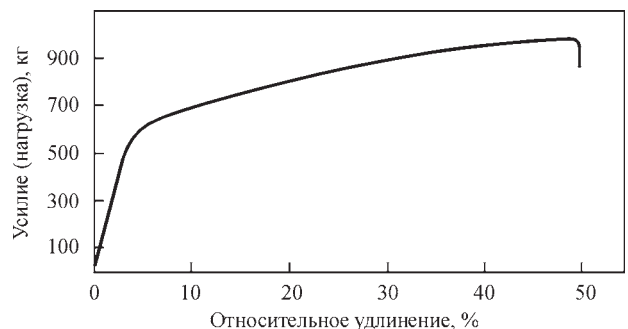


Рис. 8. Типичная диаграмма деформационного упрочнения цилиндрических образцов сплава ЭИ 893 ВД после неизвестного срока эксплуатации и ВТО при одноосном растяжении при 20 °С ($\bar{\epsilon} = 1,6 \cdot 10^{-3}$ 1/с: $\sigma_b = 963,4$ МПа; $\sigma_{0,2} = 514,6$ МПа; $\delta = 45$ %)

Таблица 4. Механические свойства металла рабочих лопаток ГТК 10-4 при 20° С после эксплуатации и ВТО в вакууме

Номер лопатки	Место анализа	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %
После эксплуатации 57 тыс. ч					
86	Зуб хвостовика нижний	606,2	1073,5	33,2	37,0
		629,4	1107,0	36,0	35,8
	Зуб хвостовика средний	629,4	1100,0	33,6	30,5
		640,2	1111,0	32,4	30,5
66	Нижняя часть пера	629	1103	28,2	31,0
		692,0	1050,0	28,5	31,7
После трехступенчатой восстановительной термообработки					
122	3 зуб	575	981	36	23,4
		531,7	987,5	41,3	30,5
	2 зуб	542,6	970	37,5	27,6
		531,7	955	34,8	30,5
123	3 зуб	543,0	972	33,0	30,5
		578,4	1032	40,0	28,8
	2 зуб	602,2	1025	37,6	27,0
		580,3	1011,6	33,8	30,0
151	3 зуб	573,0	1003	31,2	23,8
		547,4	991,7	32,3	32,3
	2 зуб	616,4	1107	34,8	30,5
		662,3	1096	38,5	35,5
86	3 зуб	629,4	1076,5	36,7	27,0
		621,3	1083,4	33,2	26,9
	2 зуб	629,4	1096	33,3	32,8
		629,4	1096	33,3	32,8
После двухступенчатой восстановительной термообработки					
86	3 зуб	543,0	957,0	34,7	25,6
		531,7	948,5	36,2	27,6
	2 зуб	572,6	998,0	32,4	28,8
		570,8	946,6	27,6	22,6
		562,8	967,8	34,4	23,4
		553,4	944,0	27,4	23,3
	Нижняя часть пера, входная кромка, сердцевина	499,2	929,0	31,2	23,4
		566,6	931,0	35,5	24,6
		514,6	943,8	33,6	22,7
		514,6	935,0	32,0	22,8
Требования по ТУ 14-1-2662-79		500	850	20	22

Таблица 5. Механические свойства металла рабочих лопаток ГТК 10-4 при 750° С после эксплуатации и ВТО в вакууме

Номер лопатки	Место анализа	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %
После эксплуатации 57 тыс. ч					
86 16	1 зуб	515,8	870,3	23,6	27,7
		524,5	864,2	20,8	26,0
После трехступенчатой восстановительной термообработки в вакууме					
151	1 зуб	542	794,3	36,8	45,2
		532,3	786	39,2	48,4
123	1зуб	460,2	746,3	37,8	39,4
		462	736,8	35,2	42,2
122	1зуб	439,6	739,3	36,4	39,2
		437,8	736,3	35,4	36,2
После двухступенчатой восстановительной термообработки в вакууме					
16 17 19 20	Нижняя часть пера, входная кромка, сердцевина	445,0	781,0	41,2	29,2
		469,6	784,3	37,0	29,4
		449,6	784,3	39,5	29,4
		443,0	771,3	37,7	32,5
Требования по ТУ 14-1-2662-79		Не опр.	650	11	15

процесса термообработки. ВТО обеспечила рост работы разрушения, увеличилось удлинение, немного снизился предел текучести и прочности базового сплава ЭИ 893 по сравнению со сплавом после длительного срока службы изделий. Получено практически в 1,5 раза более высокое значение удлинения и сужения по сравнению с данными после наработки при практически том же уровне прочности. Это указывает на значительно более высокую работу разрушения материала при испытаниях на растяжение (площадь под кривой диаграммы деформирования) (рис. 8).

Величина удлинения сплава ЭИ 893 ВД, равная 20 % и менее при температуре 750 °С, является критичной с точки зрения необратимого снижения вязкости разрушения металла лопатки. Удлинение и степень сужения площади поперечного сечения растягиваемого образца, предшествующее разрушению, определяется многими факторами, в частности, размером зерна и объемной долей частиц основной упрочняющей фазы и частиц вторичных фаз, выделяющихся как в объеме, так и по грани-

цам зерен (см. табл. 3). Истинная деформация при разрушении никелевых жаропрочных сплавов заметно снижается с увеличением объемного содержания твердых карбидных и боридных частиц, что и наблюдали при эксплуатации.

Анализ изломов образцов после испытаний на растяжение позволяет получить необходимую дополнительную информацию о структуре металла сплава ЭИ 893, однородности распределения фазовых составляющих, особенностях пластической деформации (транскристаллитное или межзеренное разрушение), дефектах, микропористости и о явных источниках концентрации напряжений, которые приводят к преждевременному разрушению материала. При эксплуатации лопаток в условиях воздействия высокой температуры протекающие процессы старения приводят к сегрегации вторичных фаз по границам зерен, что вызывает снижение пластичности. Форма частиц включений, согласно данным работы [8, 10], влияет на пластичность: удлиненные включения вызывают большее охрупчивание, чем равноосные. При приложении внешней нагрузки в матрице сплава внутренние полости могут зародиться, когда локальное напряжение превышает прочность сцепления включения с матричным раствором и происходит отрыв по поверхности раздела, или же в случае разрушения непосредственно частиц вторичной фазы.

Чем выше интенсивность деформационного упрочнения, тем меньшая деформация необходима для повышения напряжения до уровня, приводящего к отрыву частиц от матрицы. При деформировании многофазной структуры с относительно мягкой матрицей основная деформация происходит в твердом растворе. При определенной концентрации твердых (хрупких) избыточных карбидных фаз максимум прочности достигается, когда эти фазы наиболее измельчены (не скоагулированы) и частицы выделяются в матрице с минимальными интервалами (межчастичными расстояниями) [11, 12]. Таким образом, время эксплуатации и исходный химический состав металла конкретной лопатки будут определять ее реальную остаточную долговечность.

Применение многоступенчатой ВТО позволяет достичь равномерного распределения в матрице всех примесей внедрения. Более высокая, чем 1160 °С температура гомогенизации недопустима, так как будет происходить рост зерна. В таком случае мы не достигнем нужной однородности выделения упрочняющей фазы в матрице сплава и, соответственно, вязкости разрушения материала.

На рис. 9 приведены характерные микроструктуры поверхности разрушения цилиндрических образцов сплава ЭИ 893 (после ВТО) после ис-

пытаний на одноосное растяжение при 20° С со скоростью $\dot{\epsilon} = 1 \cdot 10^{-3}$ 1/с. Анализ картины разрушения образцов сплава ЭИ 893 из рабочих лопаток ГТК 10-4 после эксплуатации и ВТО показал, что в общем характер разрушения независимо от состояния материала подобен — это вязкое разрушение, которое происходит по нормальной плоскости к оси образца [13], без формирования локальной шейки на рабочей поверхности. В микроскопическом масштабе разрушение по нормали — это разрушение от внутреннего шейкообразования или от массивованного сдвига по чередующимся плоскостям внутри каждого отдельного зерна, выходящего на межзеренную границу (рис. 10).

В изломе образцов, изготовленных из материала лопаток после эксплуатации, просматривается преимущественно внутризеренное (транскристаллитное) разрушение (рис. 9, а, в). Одновременно наблюдаются очаги межкристаллитного разрушения, обусловленного выделением преимущественно частиц карбидных фаз в результате естественного старения сплава ЭИ 893 при длительной эксплуатации. На межзеренной поверхности выявлены ямки от частиц карбидов, выделившихся по границам (рис. 9, д). Твердые частицы являются источниками концентрации напряжений и генерируют перемещение дислокаций скольжения в смежные зерна. Тем самым обеспечивается на начальном этапе нагружения протекание однородной пластической деформации в объеме поликристаллического образца.

Технология ВТО, способствуя гомогенизации структуры металла лопаток и диспергируя частицы упрочняющих фаз, делает пластическую деформацию во всем объеме поликристалла более однородной, обеспечивая пластическое течение в областях, непосредственно примыкающих к границам зерен. Вид излома и повторяющийся характер диаграмм растяжения указывают на невысокую интенсивность деформационного упрочнения (см. рис. 8). Из этого следует, что необходимо затратить значительную деформацию для достижения такого уровня напряжений, который приведет к отрыву частиц от матрицы и вызовет образование несплошностей в объеме поликристалла. После ВТО на всех образцах преобладал вязкий характер разрушения (см. рис. 9). На фрактограммах образцов, вырезанных из комплектных лопаток и подвергнутых ВТО, наблюдали ямки вязкого разрушения. Так, образец, вырезанный из зуба хвостовика РЛ ГТК 10-4 после ВТО, имел относительное удлинение, равное 33,2 %. Для него было характерно практически полное вязкое (ямочное) разрушение с незначительными элементами меж-

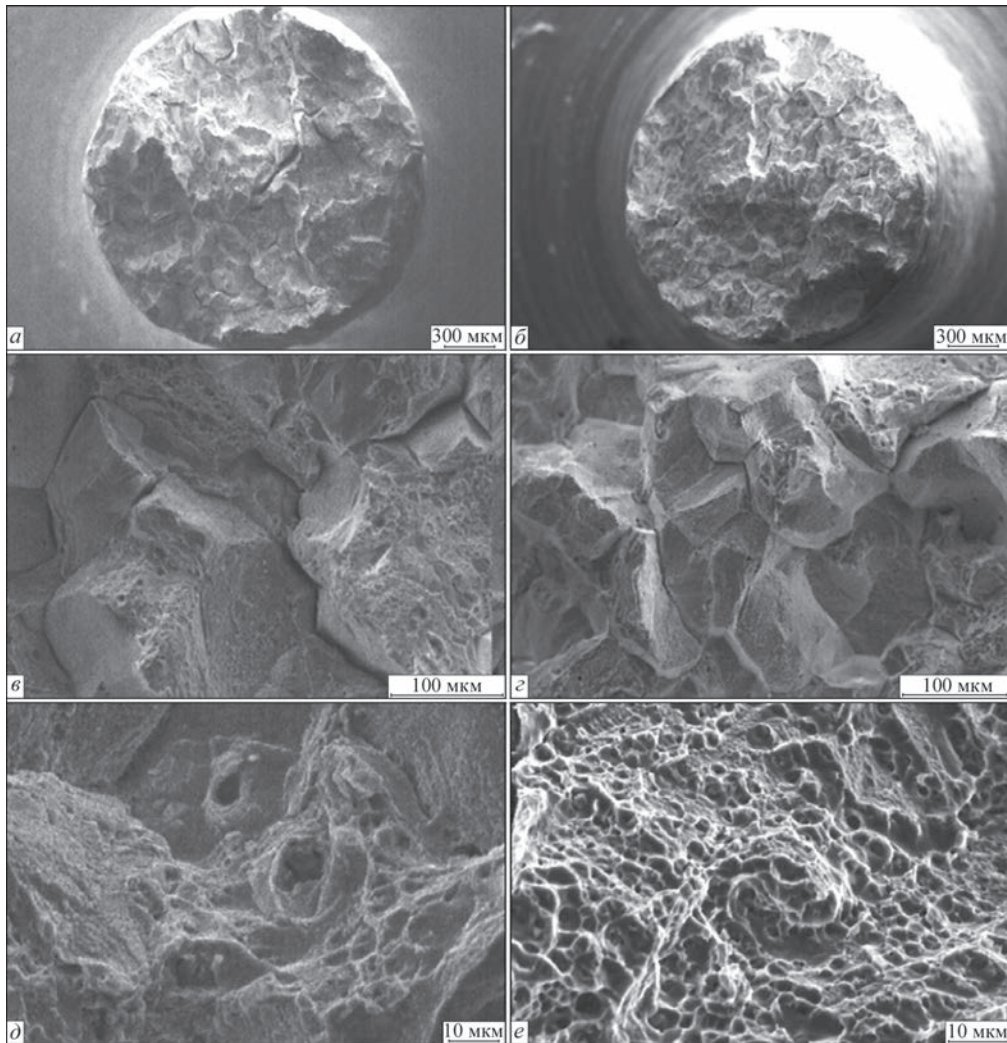


Рис. 9. Характер разрушения образцов, изготовленных из материала лопатки — сплава ЭИ 893 после неизвестного срока эксплуатации (а–в, д) и после восстановительной термообработки (б, з, е)

зеренного излома. В объеме зерен преобладала сдвиговая деформация (см. рис. 9, з, е).

Так как с повышением температуры в никелевых сплавах с ГЦК решеткой интенсивность деформационного упрочнения снижается, то должно возрастать сужение площади поперечного сечения, что мы наблюдали в экспериментах (см. табл. 4, 5). Увеличение локализованной пластичности компенсировалось некоторым снижением равномерного удлинения образцов, что свидетельствует об эксплуатационной надежности.

Сплавы, упрочненные за счет преимущественного легирования твердого раствора, должны иметь повышенное сопротивление усталостному излому благодаря возросшему сопротивлению скольжения и, соответственно, сопротивлению деформационного упрочнения. Способность к восприятию деформационного упрочнения увеличивает усталостную долговечность благодаря повышенной дисперсии скольжения. Можно предполагать, что технология антикоррозионной защиты рабочих лопаток, в которой используется поверхностное пластическое деформирование

покрытий на лопатках, будет иметь повышенное сопротивление усталостному разрушению. Таким образом, сплав ЭИ 893 при соблюдении химического состава мало подвержен усталостному разрушению по сравнению с жаропрочными сплавами, так как для разрушения образца необходима большая работа разрушения.

В случае деформируемых сплавов упрочняющая γ' -фаза не является структурностабильной. Особенно при повышенной температуре 700...750 °С (перо лопатки) и при наличии градиента температуры вдоль пера лопатки имеет место неравномерность ее распределения и неоднородность размера частиц. Это может вызывать концентрацию напряжений в лопатке в процессе эксплуатации и снижение выносливости металла. В этом отношении опасно возникновение «чистых» зон вблизи границ кристаллитов, связанных с выделением карбидных фаз на границах. В таких свободных от выделений приграничных областях образуются полосы деформации, которые могут приводить к возникновению микротрещин и усталостному излому.

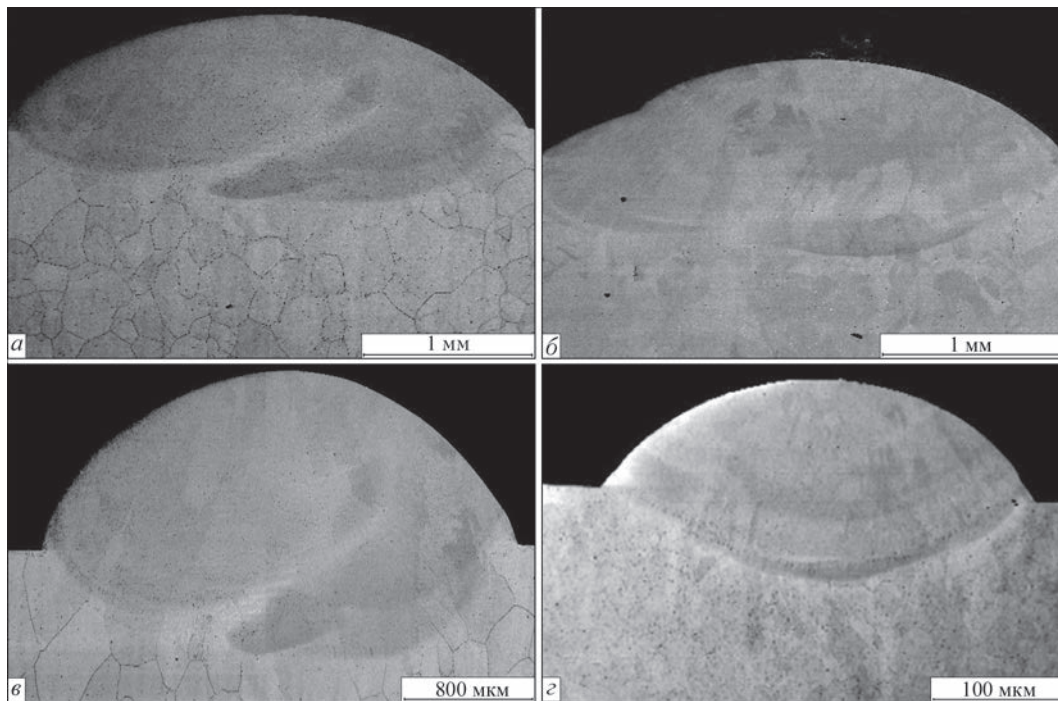


Рис. 10. Микроструктура наплавленных швов, сформированных на верхних торцах пера рабочих лопаток из сплава ЭИ 893 с использованием сварочной проволоки IN-625 после двухступенчатой ВТО (*а-г* — швы, наплавленные на разных лопатках)

Сильное влияние на сопротивление усталости металла оказывают включения и микропустоты. Крупные карбидные частицы Me_3C или Me_6C , образующиеся на границах кристаллитов при наработке более 50 тыс. ч, снижают усталостную долговечность, а неметаллические включения или ограниченные поры могут стать источником (очагом) зарождения усталостного разрушения ввиду разницы их модулей упругости и матричного раствора. Усталость при температуре эксплуатации во многом сходна с разрушением при ползучести, которая вносит значительный вклад в общую деформацию по границам зерен. Зародышами усталостного излома становятся поры по границам зерен и клиновидные трещины. При повышенной температуре ориентированное скольжение вдоль определенных кристаллографических плоскостей подавляется и сменяется межзеренным изломом.

В процессе длительных высокотемпературных испытаний (эксплуатации) происходит эволюция исходной микроструктуры сплава. Термически активируемые изменения микроструктуры определенным образом влияют на временные характеристики длительной прочности, особенно в условиях воздействия коррозионно-активной среды, какой являются продукты сгорания топлива.

В зависимости от размера частиц γ' -фазы в сплаве ЭИ 893 ВД, связанного с отклонениями матричного химического состава и типа термообработки, можно получить различный уровень долговечности — сопротивления усталости и ползучести. Так, оптимизируя размер частиц упрочняющей γ' -фазы подбором режима высоко-

температурного старения (ВТО), можно снизить деформацию ползучести поликристаллического материала и тем самым увеличить его сопротивление усталости [7, 10]. Пределы длительной прочности и ползучести являются расчетными характеристиками конструктивной прочности рабочих лопаток ГТУ.

При работе лопаток в турбине в результате воздействия агрессивного газового потока при высокой температуре поверхностный слой детали, особенно верхней части пера, может обедняться по титану, алюминию и хрому и в нем могут образовываться оксидные частицы алюминия, титана. Данные испытаний рабочих лопаток на конструктивную выносливость, полученные авторами работы [14], показали, что снижение содержания легирующих элементов в поверхностном слое лопаток из сплава ЭИ 893 глубиной от 30 до 100 мкм не оказывает существенного влияния на величину предела выносливости. Уровень сопротивления усталости с 50 %-й вероятностью разрушения у новых деталей и у лопаток с глубиной обезлегированной зоны, равной 30 мкм, соответствующей 25...32 тыс. ч наработки в составе турбины, примерно одинаков и составляет $\sigma_{-1} = 150$ МПа. Чувствительность к наличию обезлегированной зоны возникает лишь в области напряжений, превышающих предел выносливости ($\sigma_{max} = 200$ МПа), когда количество циклов до разрушения N_f составило $1,7 \cdot 10^6$ циклов по сравнению с базовой экспериментальной величиной $3,2 \cdot 10^6$ циклов [14]. Таким образом, если наблюдается снижение предела конструктивной выносливости лопаток после

длительной эксплуатации, то причину этого явления следует относить к наличию поверхностных дефектов (забоин, вмятин, подрезов), вызывающих концентрацию напряжений в критических сечениях пера лопаток. Авторами работы [15] также было показано, что дефекты механического происхождения и варьирование радиуса закругления кромок в значительной мере оказывают влияние на появление усталостных трещин при эксплуатации деталей в турбине.

Из сказанного выше следует, что восстановление структуры сплава, соблюдение геометрии детали и качественная подготовка поверхности лопатки обеспечивают эксплуатационную долговечность изделия. Как было показано, оптимизация структуры достигается при двухступенчатом режиме ВТО. Высокотемпературное старение при 1040 °С предназначено для стабилизации структуры, а именно: растворения существующей нерегулярной скоагулированной γ' -фазы по центру зерна и вдоль границ; растворения нестабильных хромовых карбидов (и конгломератов) типа $Me_{23}C_6$, образовавшихся при длительной эксплуатации, и частичного растворения и измельчения достаточно стабильных карбидов MeC и Me_6C (до 0,5...1,0 мкм) по границам зерен и равномерного их распределения. Низкотемпературное старение при 820 °С обеспечивает регулярное выделение основной дисперсной упрочняющей γ' -фазы размером 0,07...0,12 мкм объемной плотностью 9...11 %.

Восстановление верхнего торца рабочих лопаток ГТК 10-4 осуществлялось аргодуговой наплавкой с использованием проволоки IN 625, химический состав которой, мас. %: Ni-21,5Cr-9Mo-3,65Nb-1Co-0,4Al-0,4Ti-0,5Si-0,5Mn-0,1C. На образцах, вырезанных из семи рабочих лопаток после различного срока эксплуатации, была проведена наплавка с использованием данного присадочного материала. Образцы наплавлялись в состоянии поставки без предварительной гомогенизации, после чего была проведена двухстадийная термообработка.

Анализ структуры образцов после всех этапов восстановительной термообработки показал, что ремонтные участки не имели каких-либо дефектов, а именно кристаллизационных трещин, пор, непроваров и т. д. (рис. 10). Это являлось результатом правильного выбора низколегированного присадочного материала для сварки никелевого сплава твердорастворного упрочнения. Металл наплавки был плотным и характеризовался ячеисто-дендритной структурой с дискретными дисперсными выделениями упрочняющих карбидных фаз по границам отдельных кристаллитов.

В структуре шва четко различима граница перехода от линии сплавления к основному металлу

— сплаву ЭИ 893. Различие химического состава сварочной проволоки IN 625 и сплава лопатки способствовало перераспределению на линии сплавления компонентов основы и присадки (Nb, W, Mo, Ti и др.) в закристаллизовавшемся металле.

Зона термического влияния, глубина которой составляла порядка 500 мкм, не содержала трещин, пограничных эвтектик или пор. Микротвердость H_{μ} базового сплава составила 2350...2700 МПа вследствие выделения основной и перераспределения вторичных упрочняющих фаз. Так как металл шва представляет собой матричный γ -твердый раствор, слабо упрочненный дисперсными карбидными фазами, то его микротвердость составила примерно 2515 МПа, а в зоне термического влияния микротвердость возрастала до 2800 МПа. Следовательно, микротвердость различных зон всех наплавленных швов была близка по значениям и обеспечивала технологичность восстановленных участков лопаток.

Опираясь на результаты настоящих и ранее проведенных исследований по многочисленным рабочим лопаткам ГТК 10-4, изготовленным из сплава ЭИ 893, можно сказать, что данные изделия при стандартных условиях работы всех узлов турбины мало подвержены усталостному разрушению. Так, разрушение лопаток комплекта, проработавшего 78 тыс. ч ГТК 10-4 (г. Бердичев) произошло ввиду нескольких причин, а именно неудовлетворительной подготовки кромок изделий, коррозионно-усталостного воздействия продуктов сгорания топлива, необратимого перестаривания базового сплава, воздействия инородных тел [16]. Так как для данного комплекта не проводилась промежуточная ВТО, то для металла лопаток было характерно необратимое перестаривание, которое при наличии очагов повышенной концентрации напряжений и механическом воздействии привело к быстрому разрушению изделий. Микроструктура сплава ЭИ 893 лопаток, будучи в перестаренном состоянии и не обладая достаточным сопротивлением распространению трещины (вследствие снижения работы разрушения), явилась материаловедческой причиной ускоренного усталостного разрушения (снижения выносливости) лопаток при теплофизических и газодинамических исследованиях модифицированной камеры сгорания.

Следовательно, проведение ВТО необходимо после первых 45...55 тыс. ч эксплуатации. Выше 65...70 тыс. ч в сплаве ЭИ 893 при эксплуатационном старении происходят необратимые структурные изменения, приводящие к снижению пластичности и вязкости разрушения. А восстановление исходной структуры и механических характери-

стик металла рабочих лопаток с различным временем наработки после проведения ВТО может гарантировать им дополнительный эксплуатационный ресурс 20...24 тыс.ч.

Выводы

Разработана методика определения ремонтпригодности рабочих лопаток комплектов ТВД и ТНД ГТК 10-4 после различного срока эксплуатации, включающая визуальный контроль, контроль геометрии, капиллярный контроль, металлографические макро- и микроанализы, химический и фазовый анализы базового сплава — ЭИ 893. Установлено, что в процессе длительной эксплуатации (эксплуатационного старения при температуре 630...670 °С) рабочих лопаток, изготовленных из сплава ЭИ 893, происходит существенное изменение структурно-фазового состояния основного материала, определяющее изменение его механических характеристик по сравнению с металлом в исходном состоянии, а именно — повышение предела прочности, текучести, твердости и снижение характеристик пластичности.

Были проведены комплексные металлографические исследования по оптимизации режимов восстановительной термической обработки рабочих лопаток ТВД и ТНД агрегата ГТК 10-4. Установлено, что двухстадийная ВТО обеспечивает структурную регенерацию основного сплава ЭИ 893 после эксплуатации (45...55 тыс. ч). Данные механических испытаний при комнатной температуре и рабочей температуре подтвердили восстановление свойств основы и полное их соответствие ТУ на сплав ЭИ 893 ВД: после проведения ВТО несколько снижается твердость и предел прочности металла лопаток и возрастает пластичность ($\delta \approx 33,2...35,6\%$), что превышает свойства исходного сплава ЭИ 893 ВД перед постановкой лопаток в турбину.

Выбранный двухступенчатый режим ВТО не оказывал отрицательного воздействия на формирование плотных бездефектных швов при восстановлении торца пера рабочих лопаток с использованием присадочного материала — сплава IN 625.

Обратимость структурных изменений металла рабочих лопаток при соответствии химического состава паспортному составу сплава ЭИ-893 гарантирует им после проведения ВТО дополнительный эксплуатационный ресурс 20...24 тыс. ч благодаря соответствию структуры и механиче-

ских характеристик металла восстановленных лопаток исходному состоянию.

1. Верин Дж. Д. Микроструктура и свойства жаропрочных сплавов / Дж. Д. Верин, Ч. Симс, В. Хагель // Жаропрочные сплавы. — М. Металлургия, 1976. — С. 207–241.
2. Гецов Л.Б. Материалы и прочность деталей газовых турбин / Л.Б. Гецов. — М.: Надра, 1996. — 591 с.
3. Майнер Р. В. Усталость. Суперсплавы II. Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок: в 2-х т. / Р. В. Майнер. — М.: Металлургия, 1995. — Т.1. — С. 336–372.
4. Влияние величины зерна на конструктивную усталостную прочность лопаток из сплава ХН65ВМЮТ (ЭИ893) / Ю. А. Немайзер, Г. Л. Гурский, Н. И. Добица, Н. С. Шапелько // Энергомашиностроение. — 1982. — № 5. — С. 18–21.
5. Пигрова Г. Д. Метод физико-химического фазового анализа для оценки структурного состояния жаропрочных материалов при прогнозировании ресурса / Г. Д. Пигрова, Б. С. Кабанов, В. М. Седов // Труды НПО ЦКТИ. — 2002. — Вып. 289. — С. 39–47.
6. Продление ресурса рабочих лопаток приводных ГТУ / Б. П. Шайдак, С. А. Иванов, А. В. Иванов [и др.]. Ресурс и надежность материалов и сварных соединений энергетических установок. // Труды НПО ЦКТИ. — 2002. — Вып. 286. — С. 191–204.
7. Бердник О. Б. Разработка технологии продления ресурса турбинных лопаток из сплава ХН65ВМТЮ / О. Б. Бердник, И. Н. Царева, Е. Н. Разов // Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета. — 2011. — № 3(27). — С. 240–246.
8. Пигрова Г. Д. Диагностика структурных изменений металла деталей ГТУ в процессе эксплуатации методом фазового физико-химического анализа / Г. Д. Пигрова // Труды НПО ЦКТИ. — 2006. — Вып. 295. — С. 55–64.
9. Разработка методики продления ресурса рабочих лопаток I-й ступени (ТВД) ГПУ ГТК-10-4 и назначение ресурса отремонтированного комплекта ВКФ-05: отчет ИЦ «Пратт и Уитни Патон». — К., 2005. — 84 с.
10. Рыбников А. И. Карбидные превращения в межзеренных прослойках жаропрочных сплавов на никелевой основе в процессе старения и длительной эксплуатации / А. И. Рыбников, И. И. Крюков // Труды НПО ЦКТИ. — 2006. — Вып. 295. — С. 154–163.
11. Рыбников А. И. Влияние структурного фактора на конструктивную усталостную прочность рабочих лопаток стационарных ГТУ / А. И. Рыбников, Б. П. Шайдак, С. А. Иванов // Труды НПО ЦКТИ. — 2006. — Вып. 295. — С. 79–90.
12. Гецов Л. Б. Материалы и прочность деталей газовых турбин / Л. Б. Гецов. — Рыбинск: ООО «Издательский дом «Газотурбинные технологии», 2010. — Т.1. — 611 с.
13. Фридман Я. Б. Механические свойства металлов: в 2 т. — М.: Машиностроение, 1974. — Т.2. — 368 с.
14. Исследование рабочих лопаток из сплава ЭИ-893 после длительной эксплуатации в газотурбинной установке / В. Г. Сорокин, Б. Н. Гузанов, С. В. Косицын, В. Ф. Онохин // Энергомашиностроение. — 1980. — № 3. — С. 25, 26, 29.
15. Инструкция по расследованию причин разрушений лопаточного аппарата газотурбинных установок газоперекачивающих агрегатов. — М.: ОАО «Газпром», ООО «ВНИИГАЗ», 2000. — 22 с.
16. Анализ причин спонтанного разрушения рабочих лопаток I ст. ТВД агрегата ГТК-10-4, КС «Бердичев» (после 78 тыс. ч. эксплуатации): отчет ИЦ «Пратт и Уитни Патон». — К., 2005. — 48 с.

Поступила в редакцию 30.12.2015