

два интерметаллидных соединения: NiAl (β -фаза) и Ni₃Al (γ - фаза). Электронно-микроскопические исследования показали, что подслоя системы «NiCoCrAlY» имеет слоистую микроструктуру с вытянутой формой зерен, границы которых окаймлены оксидными фазами алюминия и хрома.

При разработке технологии напыления термобарьерного газоплазменного покрытия была выбрана порошковая смесь марки ЦрОИ-7 (40/90) по фазовому составу представляющая собой ZrO₂ с тетрагональным типом кристаллической решетки и небольшим количеством остаточной фазы моноклинного типа. Фазовый состав формируемого из данной порошковой смеси керамического покрытия представляет собой совокупность тетрагональной и кубической фаз. Установленное фазовое превращение обусловлено термическим воздействием плазменного потока. Кроме того под действием высокоэнергетической плазмы происходит оплавление граней частиц порошка и, как следствие, формирование микроструктуры поверхности покрытия ZrO₂

Установлен оптимальный режим газоплазменного напыления (ток дуги I = 190 А, напряжение 220 В, давление плазмообразующего газа (воздух) P_в=2 атм, давление транспортирующего газа (аргон) P_{Ar}=0,1 атм), обеспечивающий формирование керамического покрытия ZrO₂ с общей

пористостью П=9,5 %, плотностью $\rho = 7,1$ г/см³ и твердостью H_V= 930 кгс/мм².

По результатам высокотемпературных (при 850 °С в течение 500 часов) сравнительных испытаний наибольшее окисление материала, сопровождающееся ростом и отслоением окислов, установлено на образцах без покрытия. Нанесение интерметаллидного подслоя «NiCoCrAlY» способствует повышению жаростойкости материала поверхности с образованием стабильных окислов. Изучены закономерности протекания высокотемпературной газовой коррозии в интерметаллидном подслое по механизму фазовых превращений: NiAl ----- Ni₃Al ----- Ni-тв. раствор + (NiO+Al₂O₃). Наибольшая стабильность с точки зрения окислительных процессов установлена на образцах с комбинированным покрытием «NiCoCrAlY/ZrO₂» с сохранением микроструктуры слоев и их целостности.

Комбинированное покрытие системы «NiCrCoAlY/ZrO₂» апробировано при изготовлении новых рабочих лопаток 1 ступени ротора турбины ГТЭ-45, а также в составе ремонтно-восстановительной технологии с целью продления срока службы направляющих и рабочих лопаток 1,2,3 ступеней ротора турбины ГТЭ-35 и ГТЭ-45. В настоящее время лопатки с разработанными покрытиями находятся в эксплуатации.

УДК 621

ОПТИМИЗАЦИЯ РЕЖИМОВ ВОССТАНОВИТЕЛЬНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ЛОПАТОК ИЗ СПЛАВА ЭИ893 ПОСЛЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ С ЦЕЛЬЮ ПРОДЛЕНИЯ ИХ РЕСУРСА

Тарасенко Ю.П., Бердник О.Б., Царева И.Н.

Нижегородский филиал Учреждения РАН
Института машиноведения имени А.А. Благодного, г. Нижний Новгород

OPTIMIZATION MODES REPLACEMENT HEAT TREATMENT ALLOY BLADES OF ЭИ893 AFTER LONG OPERATION IN ORDER TO PROLONG THEIR RESOURCE
Tarasenko Y.P., Berdnik O.B., Tsareva I.N. To work was to examine material working conditions postekspluacionnogo blades of gas turbine engines After a long service life and determining their maintainability. Looking for studies of chemical composition, microstructure, phase, physical and mechanical properties of heat-resistant nickel alloy. High-temperature treatment regimes were developed alloy (ЭИ893) to save articles.

Введение

В качестве объектов исследования были использованы лопатки ротора турбины из сплава ХН65ВМТЮ (ЭИ893), имеющие наработки 53000, 60142, 62449 и 112000 часов. Лопатки могут длительное время эксплуатироваться при высокой температуре ~ 700 °С. При этом в материале неизбежно происходят структурно-фазовые превращения, которые влияют на их работоспособность.

Результаты исследований

Для восстановления структуры и свойств материала опытных лопаток вырезанные из них заготовки термически обрабатывали следующим режимам: **1.** 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. **2.** Нагрев до 1160°С, выдержка 2ч., охлаждение на воздухе + нагрев до 950°С, выдержка 6 ч., охлаждение на воздухе + старение при 820 °С - 12 ч., охлаждение на воздухе. **3.** Нагрев до 1160 °С, выдержка 2,0 ч., охлаждение на воздухе + старение при 800 °С - 12 ч., охлаждение на воздухе. **4.** Нагрев до 1050°С, выдержка 3,0 ч., охлаждение на воздухе + старение при 850 °С - 12 ч., охлаждение на воздухе. **5.** Нагрев до 1030°С, выдержка 2,0 ч., охлаждение на воздухе + старение при 850 °С - 12 часов, +750 °С-24 ч. охлаждение на воздухе.

Из анализа структуры после наработок 53000, 60142, 62449 и 120000 часов следует, что в замковой части материал имеет более однородную микроструктуру. В металле с наработкой (53000 ч.) упрочняющая интерметаллидная γ' - фаза ($\text{Ni}_3\text{Al,Ti}$) практически полностью растворилась в твердом растворе, а ее остатки имеют хаотичное распределение по объему зерен. Границы зерен заполнены мелкодисперсной карбидной и интерметаллидной фазами. При эксплуатации 60142 часа в микроструктуре образцов 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. При эксплуатации 62449 ч. происходит дополнительное выделение и

укрупнение карбидов размером от 0,5 до 6 мкм и выделение большого количества мелкодисперсной γ' -фазы ($\text{Ni}_3\text{Al,Ti}$). Сплав с наработкой более 62000 ч. эксплуатироваться далее не может.

В процессе длительной эксплуатации в материале пера лопатки в результате дополнительного выделения дисперсных частиц γ' -фазы произошло увеличение прочностных и снижение пластических свойств. Предел прочности материала повысился до 1000 – 1090 МПа при 850МПа, допустимых по ТУ108.02.005-76. Предел текучести снизился до 340 - 430 МПа при норме 490 - 660 МПа.

Режимы восстановительной термической обработки (ВТО) были опробованы на материале с наименьшей наработкой (53000 ч.). Их применение привело к снижению уровня прочностных и значительному росту пластических свойств. Оптимальный результат получен после применения **4-го** и **5-го** вариантов ВТО. Микроструктура материала становится более однородной, происходит снижение разнотекучести. Происходит некоторая стабилизация микроструктуры, повышение количества γ' -фазы: в случае использования ступенчатых режимов ВТО содержание γ' -фазы увеличивается до 3 -4%, в случае применения одноступенчатого старения при 820 °С или 850 °С количество γ' -фазы повышается \sim до 10%, что является допустимым содержанием для данного сплава. При проведении ВТО образцов по режиму **5.** избыточная γ' -фаза наблюдается в виде мелкодисперсных выделений. Содержание γ' -фазы после ВТО повышается \sim до 12 %, при длительном старении происходит выделение крупных карбидов на границе зерен, которые являются концентраторами напряжений.

При применении ВТО по режиму **4.** на сплавах с наработкой 60142, 62449 и 112000 ч. получен удовлетворительный результат: произошло растворение и перераспределение интерметаллидной фазы, измельчение карбидов. Изменения в микроструктуре положительно отразились на механических характеристиках материала. ВТО привела к снижению предела прочности до 990 - 940 МПа и повышению предела текучести до 555 - 485 МПа, что соответствует нормируемым значениям механических свойств.

В состоянии после эксплуатации в материале лопаток зарегистрированы средний уровень микродеформаций и однородное распределение плотности дислокаций внутри и на границах субзеренных блоков. Наплавка приводит к значительному размельчению субзерен и резкому повышению плотности граничных дислокаций (почти на 2 порядка), что в свою очередь, может охрупчивать границы. Термообработка 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 112000 часов имеет деградированную мик-

роструктуру и нуждается в восстановительной термической обработке. Эксплуатация рабочих лопаток из сплава ХН65ВМТЮ более 62000 часов без восстановительного ремонта нежелательна, так как отрицательные изменения в микроструктуре могут привести к разрушению лопаток.

Библиографический список

1. Гецов Л.Б. Материалы и прочность деталей газовых турбин. Кн.1 – Рыбинск: ООО «Издательский дом «Газотурбинные технологии», 2010. – 611 с.

2. Филатов М.А., Судаков В.С. Влияние термической обработки на структуру и свойства жаропрочных никелевых сплавов. //МиТОМ, 1995, №6. С.12-15.

УДК 621.452-226:620.191

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ РАЗВИТИЯ ТРЕЩИН МАЛОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ В ДИСКАХ АВИАДВИГАТЕЛЕЙ В УСЛОВИЯХ ЭКСПЛУАТАЦИИ И ОЦЕНКА ОСТАТОЧНОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ ДИСКОВ

Туманов Н.В., Черкасова С.А., Лаврентьева М.А., Воробьева Н.А.

Центральный институт авиационного моторостроения (ЦИАМ), г. Москва

STUDY OF MECHANISMS OF LOW CYCLE FATIGUE CRACK PROPAGATION IN AERO ENGINE DISKS UNDER OPERATING CONDITIONS AND DISK RESIDUAL LIFE ESTIMATION

Tumanov N.V., Cherkasova S.A., Lavrentyeva M.A., Vorobyeva N.A. Using microfractographic observations the mechanisms of low cycle fatigue crack kinetics in aero engine disks under operating conditions have been established. On this basis the techniques for disc residual life estimation have been developed. The techniques have been verified with the data of crack growth microfractographic reconstitution and crack kinetics direct observation on a disk surface.

Остаточная долговечность $N_{ост}$ дисков авиадвигателей (долговечность дисков с трещинами) определяется периодом роста трещины малоциклового усталости (МЦУ) от начального l_0 до критического $l_{кр}$ размеров

$$N_{ост} = \int_{l_0}^{l_{кр}} \frac{dl}{V(l)},$$

где $V(l)$ – зависимость скорости роста трещины от ее размера l (длины или глубины). Эта зависимость может быть определена экспериментальными или расчётными методами. В

последнем случае величину V связывают с расчётными параметрами механики разрушения (МР), наиболее распространенным из которых является размах коэффициента интенсивности напряжений ΔK . Зависимость $V(\Delta K)$ (кинетическая диаграмма) определяется в процессе испытаний стандартных образцов в регламентируемых условиях. Однако её использованию для определения $N_{ост}$ препятствуют два обстоятельства:

1) область применения зависимости $V(\Delta K)$ в соответствии с представлениями