



УДК 669.018.44:669.245

DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-8-2-2

**ВЛИЯНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ ФАКТОРОВ НА
СОСТОЯНИЕ ПОВЕРХНОСТЕЙ РАЗДЕЛА В МАТЕРИАЛЕ
ВЫСОКОЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ
ДИСКОВ ГТД**

Е.Б. Чабина

кандидат технических наук

Август 2015

Всероссийский институт авиационных материалов (ФГУП «ВИАМ» ГНЦ) – крупнейшее российское государственное материаловедческое предприятие, на протяжении 80 лет разрабатывающее и производящее материалы, определяющие облик современной авиационно-космической техники. 1700 сотрудников ВИАМ трудятся в более чем тридцати научно-исследовательских лабораториях, отделах, производственных цехах и испытательном центре, а также в четырех филиалах института. ВИАМ выполняет заказы на разработку и поставку металлических и неметаллических материалов, покрытий, технологических процессов и оборудования, методов защиты от коррозии, а также средств контроля исходных продуктов, полуфабрикатов и изделий на их основе. Работы ведутся как по государственным программам РФ, так и по заказам ведущих предприятий авиационно-космического комплекса России и мира.

В 1994 г. ВИАМ присвоен статус Государственного научного центра РФ, многократно затем им подтвержденный.

За разработку и создание материалов для авиационно-космической и других видов специальной техники 233 сотрудникам ВИАМ присуждены звания лауреатов различных государственных премий. Изобретения ВИАМ отмечены наградами на выставках и международных салонах в Женеве и Брюсселе. ВИАМ награжден 4 золотыми, 9 серебряными и 3 бронзовыми медалями, получено 15 дипломов.

Возглавляет институт лауреат государственных премий СССР и РФ, академик РАН, профессор Е.Н. Каблов.

*Е.Б. Чабина*¹

ВЛИЯНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ ФАКТОРОВ НА СОСТОЯНИЕ ПОВЕРХНОСТЕЙ РАЗДЕЛА В МАТЕРИАЛЕ ВЫСОКОЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ ДИСКОВ ГТД

Исследованы изменения структуры и химического состава границ зерен жаропрочных деформируемых сплавов системы легирования Ni–Co–Cr–Al–Ti–W–Mo–Nb после имитации наработки и наработки на диске ГТД. Показано, что существует связь между эксплуатационными характеристиками и состоянием внутренних поверхностей раздела (границ зерен). Установленные закономерности являются общими для деформируемых сплавов на никелевой основе системы Ni–Co–Cr–Al–Ti–W–Mo–Nb с различным содержанием легирующих элементов. Отмечено, что при выдержке материала в различных температурных интервалах механизмы снижения когезивной прочности границ зерен различны.

Ключевые слова: жаропрочный деформируемый никелевый сплав, границы зерен, сегрегация, вредные примеси, Оже-электронная спектроскопия.

E.B. Chabina

AN INFLUENCE OF OPERATIONAL FACTORS ON THE STATE OF INTERFACES IN HIGH HEAT-RESISTANT Ni-BASED ALLOYS INTENDED FOR GTE DISCS

Changes in structure and chemical composition of grain boundaries in Ni–Co–Cr–Al–Ti–W–Mo–Nb wrought heat-resistant alloys after simulation of operation and operation in GTE disk structure were investigated. The researches have shown that there is a relationship between operational properties and the state of internal interfaces (grain boundaries). The determined regularities are general for Ni–Co–Cr–Al–Ti–W–Mo–Nb wrought Ni-based alloys with different content of alloying elements. It was stated that the mechanisms of a decreasing in cohesive strength of grain boundaries are different after holding within different temperature intervals.

Keywords: wrought heat resistant Ni-based alloy, grains boundaries, segregation, harmful impurities, Auger-spectroscopy.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal state unitary enterprise «All-Russian scientific research institute of aviation materials» State research center of the Russian Federation] E-mail: admin@viam.ru

Введение

Эксплуатационные характеристики газотурбинных двигателей (ГТД) и стационарных энергетических установок во многом определяются свойствами жаропрочных никелевых сплавов (ЖНС), являющихся основным материалом для изготовления дисков турбины [1–3]. Диски турбины и последних ступеней компрессора современных ГТД являются сложнагруженными конструкциями, которые работают в условиях циклического неравномерного изменения температур и напряжений [3, 4]: ободная часть диска – при высоких температурах, близких к температурам старения, а ступичная – при напряжениях, близких к пределу текучести материала [5]. Кроме того, в ободке диска имеются пазы для крепления лопаток, в связи с этим при наличии надреза необходимо обеспечить достаточно высокую прочность изделия. Наличие в диске отверстий для болтов и охлаждающих отверстий приводит к необходимости повышения сопротивления малоциклового усталости материала.

Таким образом, для обеспечения работоспособности дисков, условия эксплуатации которых отличаются повышенной сложностью, к материалу предъявляются следующие требования [4, 6–8]:

- высокий уровень прочностных характеристик во всем диапазоне рабочих температур;
- отсутствие чувствительности к концентраторам напряжений при статическом нагружении;
- высокая пластичность при длительном и кратковременном нагружении;
- достаточно высокое сопротивление малоциклового усталости (МЦУ);
- стабильность структуры, т. е. отсутствие фазовых превращений, приводящих к существенному изменению служебных свойств в процессе длительной наработки.

Практически все вышеперечисленные свойства являются структурно-чувствительными [4, 6, 9].

Деформируемые жаропрочные никелевые сплавы были и остаются наиболее перспективным материалом для изготовления дисков турбин и последних ступеней компрессора [2, 10, 11].

Жаропрочные никелевые сплавы являются дисперсионно-твердеющими. При охлаждении из γ -твердого раствора, имеющего гранцентрированную кубическую решетку, выделяется когерентная γ' -фаза (интерметаллидное соединение на основе Ni_3Al), дополнительно упрочняющая матрицу [3]. Содержание γ' -фазы в наиболее сложнелегированных сплавах доходит до 55–65% (объемн.) [11–13]. Гетерофазная

структура сплавов – один из основных факторов, обеспечивающих их жаропрочность [14], поэтому ключевыми вопросами в общей проблеме жаропрочности ЖНС являются легирование, микролегирование и обеспечение термостабильности γ' -фазы [8, 15, 16].

Одним из основных принципов теории легирования жаропрочных сплавов является выдвинутый академиком С.Т. Кишкиным принцип многокомпонентного легирования, направленный на совершенствование гетерофазного строения сплавов [14]. Многокомпонентное легирование γ -твердого раствора и γ' -фазы проводят таким образом, чтобы обеспечить высокую фазовую и структурную стабильность сплава. При достижении определенного соотношения между суммарным содержанием Al, Ti, Nb (γ' -образующие элементы) и Mo, Cr, W (преимущественно γ -стабилизирующие элементы) получают оптимальную разность параметров кристаллических решеток γ -твердого раствора и когерентной γ' -фазы, при которой обеспечиваются максимальное упрочнение и стабильность структуры. Упрочнение границ зерен достигается вследствие выделения на них карбидов типа MC на основе Nb, Ti, W, а также избирательного микролегирования В. Вероятность образования ТПУ фаз (σ , μ и фаз Лавеса), а также карбидов типа M_6C , приводящих к разупрочнению сплава, должна быть сведена к минимуму [3, 8, 9, 11, 13].

В поликристаллических материалах, к которым относятся деформируемые жаропрочные никелевые сплавы, как в равновесном, так и в неравновесном состояниях существуют зоны химической неоднородности [17, 18]. Поверхностно-активные вещества скапливаются на поверхностях раздела, к которым относятся: границы зерен, вакансионные комплексы, дефекты упаковки и межфазные границы, образуя сегрегации [19]. При содержании в материале элемента, количество которого составляет тысячные доли процента, его локальная концентрация может достигать десятков процентов [20, 21]. Степень обогащения поверхностей раздела определяется только параметрами системы в равновесном состоянии. Такие сегрегации называют равновесными. Ширина обогащенной зоны при равновесной сегрегации зависит от структурной ширины поверхности раздела. Поскольку поле искаженной структуры в зоне границы зерна не превышает нескольких межатомных расстояний, то и ширина обогащенной области будет того же порядка. Локализация изменений химического состава в пределах нескольких межатомных расстояний от поверхности раздела является отличительной особенностью равновесных сегрегаций [17].

При некоторых процессах (например, при быстром охлаждении металла от температуры солидус) возможно образование обогащенной области вблизи границы зерна

шириной несколько микрон. Ширина обогащенной области в этом случае будет зависеть только от скорости охлаждения материала с высокой температуры. Это обогащение называют неравновесной сегрегацией, и механизм его образования отличается от такового для равновесной сегрегации. Неравновесные сегрегации образуются в результате увлечения потоками вакансий атомов растворенных в матрице элементов при быстром охлаждении материала [17–19].

Естественное стремление системы перейти в более стабильное состояние может в течение времени привести к изменению структуры и, следовательно, свойств материала. Образование сегрегаций на внутренних поверхностях раздела приводит к изменению объемных механических свойств материала, наиболее типичным проявлением которого является охрупчивание [18–23].

В некоторых работах [5, 24, 25] отмечено, что при эксплуатации дисков ГТД из сплавов ЭИ698-ВД и ЭИ437-БУВД при совместном воздействии высоких температур и напряжений происходит изменение структуры и механических свойств материала. Так, после наработки в течение ~8000 ч установлено снижение пластических характеристик материала диска из сплава ЭИ698-ВД (δ , φ , a_n) на 20–25% в ободной части, причем отдельные значения этих характеристик ниже норм, указанных в технических условиях [5]. Исследования микроструктуры и фазового состава сплава ЭИ698-ВД показали, что в процессе наработки на двигателе (рабочая температура не превышает 640°C) дисков из сплава ЭИ698-ВД в материале происходят следующие изменения: частицы γ' -фазы коагулируют, ее количество увеличивается на 3–4%, в основном благодаря выделению мелкодисперсной составляющей. Выявлено снижение когезивной прочности границ зерен вследствие образования около них плоских скоплений дислокаций, повышающих локальный уровень напряжений в приграничной зоне. При этом дополнительного обогащения границ зерен примесями и микролегирующими элементами не наблюдается.

В работах [22, 26] показано, что при одновременном воздействии на деформируемые жаропрочные никелевые сплавы высоких температур и напряжений происходит дополнительное обогащение границ зерен серой и фосфором, что приводит к их ослаблению и, как следствие, к облегчению разрушения сплава.

Поскольку структурная стабильность является одним из основных критериев эксплуатационной надежности материала, то исследование состояния внутренних поверхностей раздела конструкционных материалов является ключевым моментом при определении путей повышения структурной стабильности.

Цель данной работы заключается в исследовании изменения структуры и локального состава внутренних поверхностей раздела в жаропрочных деформируемых никелевых сплавах ЭИ437-БУВД, ЭИ698-ВД, ЭК79-ИД и ЭП962 с различными температурными интервалами применения после испытаний на длительную прочность, эксплуатации на реальных изделиях и имитации наработки на дисках ГТД при различных температурах (от 400 до 1000°C).

Материалы и методы

В качестве объектов исследования выбраны широко применяемые в авиационной промышленности деформируемые жаропрочные никелевые сплавы ЭИ437-БУВД, ЭИ698-ВД, ЭК79-ИД и ЭП962, относящиеся к одной группе легирования (система Ni–Co–Cr–Al–Ti–W–Mo–Nb) и обладающие сходным механизмом упрочнения, но с различными температурными интервалами применения, после имитации наработки на диске при температурах от 400 до 1000°C.

Для исследования изменения структурно-фазового состояния сплавов применен комплексный подход [27]. Исследования проведены методами Оже-электронной спектроскопии (ОЭС) и микрорентгеноспектрального анализа (МРСА) в сочетании со структурным и фрактографическим анализом изломов на растровом электронном микроскопе JSM-840. Исследования проводили на цилиндрических образцах диаметром 4 мм с кольцевым надрезом глубиной 1 мм и радиусом 0,1 мм, разрушаемых при ударном изгибе в камере спектрометра «Эскалаб-5» при температуре -170°C и давлении в вакууме $1,7 \cdot 10^8$ Па ($1,3 \cdot 10^{-10}$ мм рт. ст.). При таком давлении монослой остаточных газов адсорбируется на свежей поверхности излома в течение $\sim 10^4$ с [28]. Глубина анализируемой поверхности составляла 2–2,5 нм (20–25 Å). Исследованы не менее пяти участков на поверхности изломов. Полуколичественную оценку содержания вредных примесей и микролегирующих добавок на поверхности разрушения проводили по отношению амплитуд их Оже-пиков к Оже-пику никеля, являющегося основой сплавов [29]. Микроструктуру изучали на шлифах, изготовленных из разрушенных образцов.

Результаты

Сплав ЭИ437-БУВД

Методом ОЭС исследован образец, изготовленный из ободной части диска, проработавшего 6000 ч на двигателе (рабочая температура $\sim 400^\circ\text{C}$ с кратковременными

забросами до 630°C). Для сравнения был исследован образец из сплава в исходном состоянии после стандартной термической обработки (СТО). Результаты приведены в табл. 1.

Таблица 1

Содержание вредных примесей и бора на поверхности разрушения сплава ЭИ437-БУВД

Образец	Место анализа	Отношение интенсивностей Оже-пиков элементов к интенсивности Оже-пика никеля		
		P	S	B
В исходном состоянии (после СТО)	Граница зерна (внутренняя поверхность раздела)	0,2	0,1	0,3
	Тело зерна (внутренний объем материала)	0,2	Н/о	Н/о
Обод (наработка 6000 ч)	Граница зерна (внутренняя поверхность раздела)	0,3	0,1	0,3
	Тело зерна (внутренний объем материала)	0,2	Н/о	0,1

Примечание. Н/о – не обнаружено.

Установлено, что границы зерен обогащены бором. Содержание фосфора практически одинаково как на границах зерен, так и в зоне хрупкого разрушения по телу зерна. Наличие в областях внутризеренного разрушения фосфора, вероятно, обусловлено тем, что трещина частично проходит по поверхностям раздела «матрица–карбид», на которых сегрегирован фосфор [26]. Разницы в составе изломов не обнаружено, это свидетельствует о том, что при рабочих температурах и напряжениях в сплаве ЭИ437-БУВД изменения химического состава границ зерен не происходит.

Сплав ЭИ698-ВД

Изучены изменения химического состава границ зерен в материале дисков из серийного сплава ЭИ698-ВД после наработки на двигателе в течение 7808 ч (рабочая температура 400–500°C с кратковременными забросами до 650°C) и на образцах после выдержки при температурах выше 650°C. Исследования изменения химического состава границ зерен при температурах выше 650°C проведены на образцах после выдержки в течение 200 ч при напряжении 204 МПа, что эквивалентно 20000 ч наработки на двигателе, при температурах 650, 700, 750 и 800°C. Для сравнения исследован образец после стандартной термической обработки (СТО).

Результаты полуколичественного Оже-электронного анализа зернограничных участков разрушения исследованных образцов приведены в табл. 2.

Содержание вредных примесей и бора на границах зерен сплава ЭИ698-ВД

Образец	Отношение интенсивностей Оже-пиков элементов к интенсивности Оже-пика никеля		
	P	S	B
Обод (наработка 7808 ч)	0,4	0,1	0,2
В исходном состоянии (после СТО)	0,4	0,1	0,1
СТО+650°С, 204 МПа, 200 ч	0,4	0,1	0,2
СТО+700°С, 204 МПа, 200 ч	0,6	0,1	0,3
СТО+750°С, 204 МПа, 200 ч	0,7	0,2	0,4
СТО+800°С, 204 МПа, 200 ч	0,6	0,3	0,4

Анализ методом Оже-электронной спектроскопии показал, что наработка сплава ЭИ698-ВД в течение ~8000 ч на реальном диске не изменяет состава поверхности разрушения по сравнению с термообработанным состоянием, т. е. при рабочих температурах и напряжениях дополнительного обогащения границ зерен вредными примесями (S и P) не происходит, что подтверждает полученные ранее [5] результаты. Обогащение границ зерен фосфором по сравнению с исходным состоянием развивается при температуре 700°С и выше, серой – при 750°С. В исследованном интервале температур (650–800°С) происходит обогащение границ зерен бором. Оно тем сильнее, чем выше температура. В процессе травления границ зерен ионами аргона в течение 3 мин количество бора уменьшается в ~2 раза и при дальнейшем травлении не изменяется. Это свидетельствует о том, что обогащение бором границ зерен происходит в результате двух процессов: выделения мелкодисперсных боридов и образования сегрегаций на границах.

Фрактографический анализ показал, что во всех случаях вид излома носит смешанный характер. Разрушение проходит как по границам, так и по телу зерна. Границы зерен имеют мелкоячеистый рельеф. В области разрушения по телу зерна наблюдаются как хрупкие, так и пластичные участки. Изломы содержат большое количество включений (по данным МРСА – это карбиды (Nb, Ti)C с переменным содержанием Nb и Ti). В изломах также наблюдаются характерные для никелевых деформируемых сплавов неметаллические включения и оксиды. Следует отметить, что строение изломов исследованных образцов типично для данного класса сплавов. Однако изломы различаются между собой долей зернограницного разрушения. Так, если в образцах в исходном состоянии (после СТО) в изломе наблюдается 60% границ зерен, то в образцах после выдержки при 750 и 800°С доля зернограницного разрушения увеличивается до 85–90%, что объясняется ослаблением границ зерен при выдержке вследствие образования на них сегрегаций вредных примесей.

Сплав ЭК79-ИД

Для имитации наработки на двигателе гладкие образцы из сплава ЭК79-ИД подвергнуты выдержке (200 ч) по режиму, соответствующему условиям работы в реальном двигателе обода диска (630°C, 530 МПа). Изучены также образцы после испытаний на длительную прочность при температуре 750°C и напряжении 612 МПа. Для сравнения исследован образец после стандартной термической обработки (СТО).

С помощью метода Оже-электронной спектроскопии на границах зерен обнаружены легирующие элементы, входящие в состав сплава, а также сера, фосфор и бор. Изменения характера сегрегаций указанных элементов при имитации наработки по сравнению с границами зерен в исходном состоянии (после СТО) в исследованных образцах не обнаружено. В результате испытаний на длительную прочность при температуре 750°C во всех случаях происходит увеличение сегрегации фосфора, что соответствует данным, полученным ранее на сплаве ЭИ698-ВД. По данным фрактографического анализа имитация наработки на диске и испытания на длительную прочность приводят к увеличению доли зернограничного разрушения образцов из сплава ЭК79-ИД при ударном изгибе с 10 (после СТО) до 50–60%.

Сплав ЭП962

Методом ОЭС исследовано изменение состава границ зерен сплава ЭП962 после выдержки в течение 200 ч в интервале температур 700–1000°C. Результаты исследования приведены в табл. 3 (средние значения по нескольким границам зерен). Для определения в свободном или связанном состоянии находятся примесные элементы на границах зерен проведено травление изломов ионами аргона в течение 4 мин. Полученные результаты приведены в табл. 4 (по одной выбранной границе зерна).

Таблица 3

**Содержание вредных примесей и бора на границах зерен сплава ЭП962
(средние значения по нескольким границам зерен)**

Режим выдержки	Отношение интенсивностей Оже-пииков элементов к интенсивности Оже-пика никеля		
	P	S	B
700°C, 204 МПа, 200 ч	0,1	0,1	Н/о
750°C, 204 МПа, 200 ч	0,2	0,1	0,1
800°C, 204 МПа, 200 ч	0,3	0,1	0,2
850°C, 204 МПа, 200 ч	0,1	0,1	0,2
900°C, 102 МПа, 200 ч	0,2	0,1	0,1
950°C, 102 МПа, 200 ч	0,7	0,1	0,5
1000°C, 51 МПа, 200 ч	0,3	0,1	0,2

Примечание. Н/о – не обнаружено.

Содержание вредных примесей и бора на границах зерен сплава ЭП962 после выдержки (средние значения по нескольким границам зерен) и травления (фиксированная граница зерна)

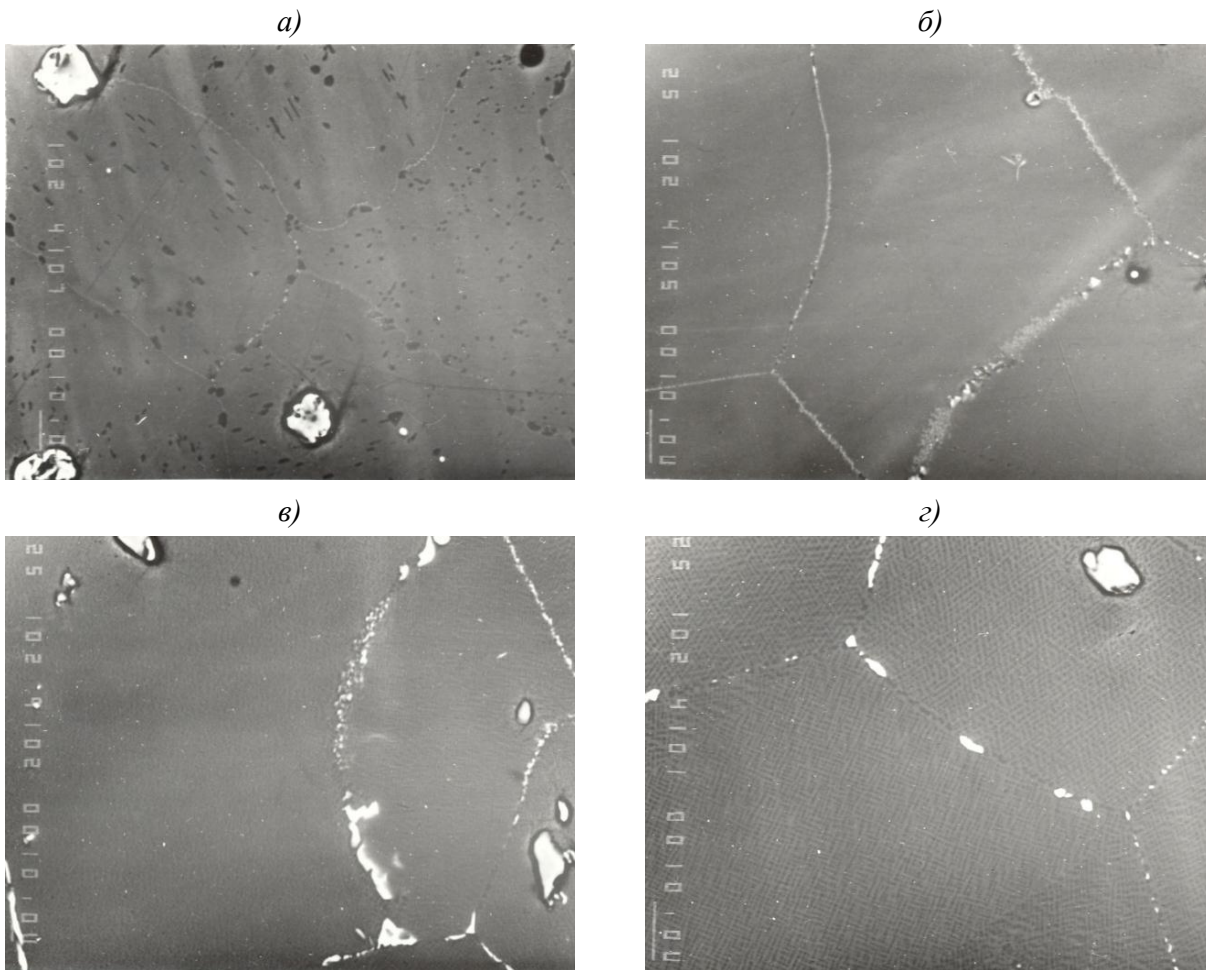
Режим выдержки	Отношение интенсивностей Оже-пиков элементов к интенсивности Оже-пика никеля					
	Р		S		В	
	до травления	после травления	до травления	после травления	до травления	после травления
700°C, 204 МПа, 200 ч	0,1	Н/о	<0,1	Н/о	Н/о	Н/о
750°C, 204 МПа, 200 ч	0,2	<0,1	0,1	Н/о	0,1	<0,1
800°C, 204 МПа, 200 ч	0,3	<0,1	0,1	Н/о	0,4	Н/о
850°C, 204 МПа, 200 ч	0,1	0,1	0,1	0,1	0,2	Н/о
900°C, 102 МПа, 200 ч	0,2	0,2	0,1	Н/о	0,4	<0,1
950°C, 102 МПа, 200 ч	0,7	0,7	0,1	<0,1	0,8	0,6
1000°C, 51 МПа, 200 ч	0,3	0,3	0,1	0,1	0,2	0,2

Примечание. Н/о – не обнаружено.

По приведенным в табл. 3 и 4 данным видно, что характер изменения содержания фосфора на границах зерен в сплаве ЭП962 аналогичен таковому в сплаве ЭИ698-ВД, но наблюдаются два максимума обогащения границ – при 800 и 950°C. Содержание серы остается постоянным вплоть до 1000°C. Максимальное содержание бора наблюдается при 950°C и совпадает с максимальным содержанием фосфора.

В результате ионного травления границ зерен в образцах после выдержки при 700–850°C пики фосфора, серы и бора практически исчезают с Оже-спектров исследованных границ. Это свидетельствует о том, что эти элементы после выдержки в указанном интервале температур находятся в сегрегированном состоянии. При травлении границ зерен в образце после выдержки при 950°C содержание фосфора на границах зерен не изменилось, а бора – уменьшается незначительно. Дальнейшее травление в течение 15 мин не повлияло на содержание фосфора и бора (сера стравилась полностью). Аналогичная картина наблюдалась в образце после выдержки при 1000°C.

Фрактографический анализ изломов показал, что максимальная доля границ зерен в изломе (до 80%) наблюдается в образцах после выдержки при 800 и 950°C, что свидетельствует о их наименьшей когезивной прочности.



Микроструктура ($\times 1000$) образцов из сплава ЭП962 (строение границ зерен) после выдержки в течение 200 ч при различных температурах и напряжениях: 700°C, 204 МПа (а), 800°C, 204 МПа (б), 950°C, 102 МПа (в), 1000°C, 51 МПа (з)

Качественный МРСА границ зерен, проведенный на нетравленых шлифах исследованных образцов, подтвердил полученные методом ОЭС данные. На границах зерен наблюдаются частицы на основе Mo, W, Cr (карбиды или бориды, см. рисунок)*. С повышением температуры происходит их огрубление. Максимальное количество частиц наблюдается при 950°C (см. рисунок, в). При этой же температуре на границах зерен обнаружены частицы, в состав которых входит фосфор, а при 1000°C количество частиц уменьшается (см. рисунок, з).

*Чувствительности МРСА не хватает для определения легких элементов (атомный номер менее 11), входящих в состав зернограницных выделений. Однако по данным, полученным Г.Г. Георгиевой методом ФХФА, в сплаве ЭП962 содержатся карбиды и бориды Mo, W, Cr.

Обсуждение и заключения

Таким образом, показано аналогичное поведение (механизм охрупчивания границ зерен ЖНС) всех исследованных сплавов в процессе выдержки под напряжением при различных температурах (от 400 до 1000°C). Происходит ослабление границ зерен, что выражается в увеличении доли зернограничного разрушения при ударе – от 40 до 90% от общей площади излома. Однако причины этого явления различны и зависят от температуры. До 700°C ослабление границ зерен происходит вследствие образования вблизи них плоских скоплений дислокаций и дополнительного выделения упрочняющей γ' -фазы [5], а изменения их химического состава не происходит. С температуры 700°C начинается дополнительное обогащение границ зерен фосфором (аналогичные результаты получены в работах [30–32]), а с 750°C – серой. До температуры 850°C вредные примеси находятся на границах зерен в виде сегрегаций, при 900°C и выше часть фосфора образует мелкодисперсные фосфиды. Эти явления наблюдались во всех изученных сплавах, но в большей степени эффект снижения прочности границ зерен из-за сегрегаций серы и фосфора проявляется в самом сложнелегированном и предназначенном для более высоких температур сплаве ЭП962.

С повышением температуры при обогащении границ зерен фосфором и серой на них также увеличивается содержание бора. Обогащение границ зерен жаропрочного никелевого сплава Инконель 718 серой, фосфором и бором при высокотемпературной ползучести рассмотрено в работе [33].

Установленные закономерности являются общими для деформируемых сплавов на никелевой основе системы Ni–Co–Cr–Al–Ti–W–Mo–Nb с различным содержанием легирующих элементов. При этом отмечено, что с увеличением суммарного содержания легирующих элементов и, соответственно, с ростом прочности и жаропрочности исследованных сплавов температура, при которой проявляется охрупчивающее действие вредных примесей, повышается.

В деформируемых жаропрочных сплавах на никелевой основе, из которых изготавливаются диски ГТД, существует связь между эксплуатационными характеристиками и состоянием внутренних поверхностей раздела (границы зерен, межфазные границы), снижение когезивной прочности на которых повышает чувствительность сплавов к надрезу, уменьшает пластичность и срок службы изделий.

Ослабление границ зерен выражается в увеличении доли зернограничного разрушения при ударе и происходит вследствие роста зерна, плотности дислокаций в материале, образующих у границ зерен плоские скопления и повышающих локальный

уровень напряжений в приграничной зоне, выделения по границам зерен дополнительных фаз и образования на них сегрегаций вредных примесей, таких как сера и фосфор.

С учетом того, что в настоящее время разрабатываются сплавы для дисков, работающих при температуре 850–950°C, для повышения их эксплуатационных характеристик необходимо особое внимание уделить как снижению общего содержания серы и фосфора в материале, так и нейтрализации их вредного влияния.

ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» //Авиационные материалы и технологии. 2015. №1 (34). С. 3–33.
2. Каблов Е.Н., Ломберг Б.С., Оспенникова О.Г. Создание современных жаропрочных материалов и технологий их производства для авиационного двигателестроения //Крылья Родины. 2012. №3–4. С. 34–38.
3. Суперсплавы. Т. II. Кн. 1. /Под ред. Ч.Т. Симса, Н.С. Столоффа, У.К. Хагеля. М.: Металлургия. 1995. 384 с.
4. Ломберг Б.С., Моисеев С.А. Жаропрочные деформируемые сплавы для дисков ГТД и перспективы их развития /В сб. Авиационные материалы: науч.-технич. сб. М.: ВИАМ. 1982. С. 119–123.
5. Ломберг Б.С., Чабина Е.Б., Голубев А.А. Влияние восстановительной термической обработки (ВТО) на структуру и свойства дисков из сплава ЭИ698-ВД /В сб. Авиационные материалы и технологии. Вып. «Ремонтные технологии в авиастроении». М.: ВИАМ. 2002. С. 14–20.
6. Ломберг Б.С. Жаропрочные сплавы и материалы для дисков ГТД /В сб. Авиационные материалы на рубеже XX–XXI веков: науч.-технич. сб. М.: ВИАМ. 1994. С. 258–264.
7. Ломберг Б.С., Моисеев С.А. Жаропрочные деформируемые сплавы для современных и перспективных ГТД /В сб. Авиационные материалы. Избранные труды «ВИАМ» 1932–2002: Юбилейный науч.-технич. сб. М.: МИСИС–ВИАМ. 2002. С. 82–93.
8. Бокштейн С.З., Кишкин С.Т., Шалин Р.Е. Структурная стабильность конструкционных материалов /В сб. Авиационные материалы на рубеже XX–XXI веков. М.: ВИАМ. 1994. С. 547–553.
9. Ломберг Б.С., Бакрадзе М.М., Чабина Е.Б., Филонова Е.В. Взаимосвязь структуры и свойств высокожаропрочных никелевых сплавов для дисков газотурбинных двигателей //Авиационные материалы и технологии. 2011. №2. С. 25–30.

10. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Ломберг Б.С. Комплексная инновационная технология изотермической штамповки на воздухе в режиме сверхпластичности дисков из супержаропрочных сплавов //Авиационные материалы и технологии. 2012. №5. С. 129–141.
11. Ломберг Б.С., Овсепян С.В., Бакрадзе М.М., Мазалов И.С. Высокотемпературные жаропрочные никелевые сплавы для деталей газотурбинных двигателей //Авиационные материалы и технологии. 2012. №5. С. 52–57.
12. Чабина Е.Б., Филонова Е.В., Ломберг Б.С., Морозова Г.И. Эволюция структуры и фазового состава деформируемых жаропрочных никелевых сплавов для дисков ГТД с усложнением их легирования //МиТОМ. 2015. №3 (717). С. 8–12.
13. Чабина Е.Б., Филонова Е.В., Ломберг Б.С., Бакрадзе М.М. Структура современных деформируемых никелевых сплавов //Все материалы. Энциклопедический справочник. 2012. №6. С. 22–27.
14. Каблов Е.Н., Бронфин М.Б. Эффект С.Т. Кишкина, или почему структура жаропрочных никелевых сплавов должна быть гетерофазной /В сб. Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С.Т. Кишкина: Научн.-техн. сб.; Под. ред. Е.Н. Каблова. М.: Наука. 2006. С. 7–14.
15. Ломберг Б.С., Овсепян С.В., Бакрадзе М.М. Особенности легирования и термической обработки жаропрочных никелевых сплавов для дисков газотурбинных двигателей нового поколения //Авиационные материалы и технологии. 2010. №2. С. 3–8.
16. Ломберг Б.С., Бакрадзе М.М., Чабина Е.Б., Филонова Е.В. Влияние микролегирующих элементов на структурно-фазовую стабильность и свойства жаропрочного деформируемого сплава (при длительных наработках) //Металлург. 2013. №9. С. 93–97.
17. Физическое металловедение. Т. 1. Атомное строение металлов и сплавов /Под ред. Р.У. Кана, П. Хаазена. М.: Металлургия. 1987. 639 с.
18. Мак Лин Д. Границы зерен в металлах. М.: Металлургиздат. 1960. 322 с.
19. Guttman M. Grain boundary segregation, two dimensional compound formation and precipitation //Metal Transaction. 1977. V. A8. №9. P. 1383–1403.
20. Meetham G.W. Trace elements in superalloys (overview) //Metals technology. 1984. V. 11. №10. P. 414–418.
21. Охрупчивание конструкционных сталей и сплавов /Под. ред. К.Л. Брайента, С.К. Бенерджи. М.: Металлургия. 1988. 551 с.
22. Guttman M. Temper embrittlement and ternary equilibrium segregation //Material Science and Engineering. 1980. V. 42. P. 227–232.

23. McLean M., Strang A. Effects of trace elements on mechanical properties of superalloys //Metals Technology. 1984. V. 11. №10. P. 454–465.
24. Брагина Т.К., Ларичева Л.М. Особенности изменения характеристик прочности дисков турбины ГТД после длительной наработки //Проблемы прочности. 1976. №8. С. 78–87.
25. Брагина Т.К., Ларичева Л.М. Особенности структуры материалов в связи с длительной наработкой дисков турбин ГТД //Проблемы прочности. 1978. №3. С. 34–43.
26. Орехов Н.Г., Черкасова Е.Р., Чабина Е.Б., Сидоренко В.И. Изучение поверхностей разрушения современных никелевых сплавов методом Оже-электронной спектроскопии /В сб. Вопросы авиационной науки и техники. Сер. «Авиационные материалы. Методы исследования конструкционных материалов». М.: ВИАМ. 1987. С. 150–156.
27. Чабина Е.Б., Алексеев А.А., Филонова Е.В., Лукина Е.А. Применение методов аналитической микроскопии и рентгеноструктурного анализа для исследования структурно-фазового состояния материалов //Труды ВИАМ. 2013. №5. Ст. 06 (viam-works.ru).
28. Методы анализа поверхности /Под ред. А.М. Зандерны. М.: Мир. 1979. 582 с.
29. Edwards B.C., Byre B.L., Gage G. //Acta Metallurgica. 1980. V. 28. P. 335–356.
30. Was G.S., Martin J.R. The influence of grain boundary precipitation on the measurement of chromium redistribution and phosphorous segregation in Ni–16Cr–9Fe //Metallurgical Transaction. 1985. V. 16A. №3. P. 349–359.
31. Guttman M., Dumoulin P., Tan-Tai N., Fontaine P. An Auger Electron Spectroscopic study of phosphorus segregation in the grain boundaries of nickel base alloy 600 //Corrosion NACE. 1981. V. 37. №7. P. 416–425.
32. Briant C.L. Grain boundary segregation in Ni-base alloy 182 //Metallurgical Transaction. 1988. V. 19A. №1. P. 137–143.
33. Zhuanggi H., Hongwei S., Shouren G. Role of P, S and B on creep behavior of alloy 718 //Journal of Material Science and Technology. 2001. V. 17. №4. P. 399–402.

REFERENCES LIST

1. Kablov E.N. Innovacionnye razrabotki FGUP «VIAM» GNC RF po realizacii «Strategicheskikh napravlenij razvitija materialov i tehnologij ih pererabotki na period do 2030 goda» [Innovative development of VIAM Federal State Unitary Enterprise of GNTs Russian Federation on implementation «The strategic directions of development of materials and

- technologies of their processing for the period to 2030»] //Aviacionnye materialy i tehnologii. 2015. №1 (34). S. 3–33.
2. Kablov E.N., Lomberg B.S., Ospennikova O.G. Sozdanie sovremennyh zharoprochnyh materialov i tehnologij ih proizvodstva dlja aviacionnogo dvigatelestroenija [Creation of modern heat resisting materials and technologies of their production for aviation engine building] //Kryl'ja Rodiny. 2012. №3–4. S. 34–38.
 3. Supersplavy [Superalloys]. T. II. Kn. 1. /Pod red. Ch.T. Simsa, N.S. Stoloffa, U.K. Hagelja. M.: Metallurgija. 1995. 384 s.
 4. Lomberg B.S., Moiseev S.A. Zharoprochnye deformiruemye splavy dlja diskov GTD i perspektivy ih razvitija [Heat resisting deformable alloys for disks GTD and perspective of their development] /V sb. Aviacionnye materialy: nauch.-tehnic. sb. M.: VIAM. 1982. S. 119–123.
 5. Lomberg B.S., Chabina E.B., Golubev A.A. Vlijanie vosstanovitel'noj termicheskoj obrabotki (VTO) na strukturu i svojstva diskov iz splava JeI698-VD [Influence of recovery thermal processing (WTO) on structure and property of disks from alloy EI698-VD] /V sb. Aviacionnye materialy i tehnologii. Vyp. «Remontnye tehnologii v aviaostroenii». M.: VIAM. 2002. S. 14–20.
 6. Lomberg B.S. Zharoprochnye splavy i materialy dlja diskov GTD [Hot strength alloys and materials for disks GTD] /V sb. Aviacionnye materialy na rubezhe XX–XXI vekov: nauch.-tehnic. sb. M.: VIAM. 1994. S. 258–264.
 7. Lomberg B.S., Moiseev S.A. Zharoprochnye deformiruemye splavy dlja sovremennyh i perspektivnyh GTD [Heat resisting deformable alloys for modern and perspective GTD] /V sb. Aviacionnye materialy. Izbrannye trudy «VIAM» 1932–2002: Jubilejnyj nauch.-tehnic. sb. M.: MISIS–VIAM. 2002. S. 82–93.
 8. Bokshtejn S.Z., Kishkin S.T., Shalin R.E. Strukturnaja stabil'nost' konstrukcionnyh materialov [Structural stability of constructional materials] /V sb. Aviacionnye materialy na rubezhe XX–XXI vekov. M.: VIAM. 1994. S. 547–553.
 9. Lomberg B.S., Bakradze M.M., Chabina E.B., Filonova E.V. Vzaimosvjaz' struktury i svojstv vysokozharoprochnyh nikelovyh splavov dlja diskov gazoturbinyh dvigatelej [Interrelation of structure and properties of high-heat resisting nickel alloys for disks of gas turbine engines] //Aviacionnye materialy i tehnologii. 2011. №2. S. 25–30.
 10. Kablov E.N., Ospennikova O.G., Lomberg B.S. Kompleksnaja innovacionnaja tehnologija izotermicheskoj shtampovki na vozduhe v rezhime sverhplasticnosti diskov iz superzharoprochnyh splavov [Complex innovative technology of isothermal punching on

- air in mode of superplasticity of disks from superhot strength alloys] //Aviacionnye materialy i tehnologii. 2012. №S. S. 129–141.
11. Lomberg B.S., Ovsepjan S.V., Bakradze M.M., Mazalov I.S. Vysokotemperaturnye zharo-prochnye nikelvyje splavy dlja detalej gazoturbinnih dvigatelej [High-temperature heat resisting nickel alloys for details of gas turbine engines] //Aviacionnye materialy i tehnologii. 2012. №S. S. 52–57.
 12. Chabina E.B., Filonova E.V., Lomberg B.S., Morozova G.I. Jevoljucija struktury i fazovogo sostava deformiruemyh zharoprochnih nikelvyh splavov dlja diskov GTD s uslozneniem ih legirovanija [Evolution of structure and phase composition of deformable heat resisting nickel alloys for disks GTD with complication of their alloying] //MiTOM. 2015. №3 (717). S. 8–12.
 13. Chabina E.B., Filonova E.V., Lomberg B.S., Bakradze M.M. Struktura sovremennyh deformiruemyh nikelvyh splavov [Structure of modern deformable nickel alloys] //Vse materialy. Jenciklopedicheskij spravocnik. 2012. №6. S. 22–27.
 14. Kablov E.N., Bronfin M.B. Jeffekt S.T. Kishkina, ili pochemu struktura zharoprochnih nikelvyh splavov dolzhna byt' geterofaznoj [Kishkin's effect or why the structure of heat resisting nickel alloys has to be heterophase] /V sb. Litejnye zharoprochnye splavy. Jeffekt S.T. Kishkina: Nauchn.-tehn. sb.; Pod. red. E.N. Kablova. M.: Nauka. 2006. S. 7–14.
 15. Lomberg B.S., Ovsepjan S.V., Bakradze M.M. Osobennosti legirovanija i termicheskoj obrabotki zharoprochnih nikelvyh splavov dlja diskov gazoturbinnih dvigatelej novogo pokolenija [Features of alloying and thermal processing of heat resisting nickel alloys for disks of gas turbine engines of new generation] //Aviacionnye materialy i tehnologii. 2010. №2. S. 3–8.
 16. Lomberg B.S., Bakradze M.M., Chabina E.B., Filonova E.V. Vlijanie mikrolegirujushhih jele-mentov na strukturno-fazovuju stabil'nost' i svojstva zharoprochnogo deformiruemogo splava (pri dlitel'nyh narabotkah) [Influence of microdoping elements on structural and phase stability and property of heat resisting deformable alloy (at long practices)] //Metallurg. 2013. №9. S. 93–97.
 17. Fizicheskoe metallovedenie. T. 1. Atomnoe stroenie metallov i splavov [Physical metallurgical science. T. 1. Nuclear structure of metals and alloys] /Pod red. R.U. Kana, P. Haazena. M.: Metallurgija. 1987. 639 s.
 18. Mak Lin D. Granicy zeren v metallah [Borders of grains in metals]. M.: Metallurgizdat. 1960. 322 s.

19. Guttman M. Grain boundary segregation, two dimensional compound formation and precipitation //Metal Transaction. 1977. V. A8. №9. P. 1383–1403.
20. Meetham G.W. Trace elements in superalloys (overview) //Metals technology. 1984. V. 11. №10. P. 414–418.
21. Ohrupchivanie konstrukcionnyh stalej i splavov [Okhrupchivaniye constructional staly and alloys] /Pod. red. K.L. Brajenta, S.K. Benerdzh. M.: Metallurgija. 1988. 551 s.
22. Guttman M. Temper embrittlement and ternary equilibrium segregation //Material Science and Engineering. 1980. V. 42. P. 227–232.
23. McLean M., Strang A. Effects of trace elements on mechanical properties of superalloys //Metals Technology. 1984. V. 11. №10. P. 454–465.
24. Bragina T.K., Laricheva L.M. Osobennosti izmenenija harakteristik prochnosti diskov turbiny GTD posle dlitel'noj narabotki [Features of change of characteristics of durability of GTD turbine disks after long operating time] //Problemy prochnosti. 1976. №8. S. 78–87.
25. Bragina T.K., Laricheva L.M. Osobennosti struktury materialov v svjazi s dlitel'noj narabotkoj diskov turbin GTD [Features of structure of materials in connection with long operating time of disks of turbines GTD] //Problemy prochnosti. 1978. №3. S. 34–43.
26. Orehov N.G., Cherkasova E.R., Chabina E.B., Sidorenko V.I. Izuchenie poverhnostej razrushenija sovremennyh nikelovyh splavov metodom Ozhe-jelektronnoj spektroskopii [Studying of surfaces of destruction of modern nickel alloys by method Ozhe-elektronnoy of spectroscopy] /V sb. Voprosy aviacionnoj nauki i tehniki. Ser. «Aviacionnye materialy. Metody issledovaniya konstrukcionnyh materialov». M.: VIAM. 1987. S. 150–156.
27. Chabina E.B., Alekseev A.A., Filonova E.V., Lukina E.A. Primenenie metodov analiticheskoj mikroskopii i rentgenostrukturnogo analiza dlja issledovaniya strukturno-fazovogo sostojaniya materialov [Application of methods of analytical microscopy and the rentgenostrukturny analysis for research of structural and phase condition of materials] //Trudy VIAM. 2013. №5. St. 06 (viam-works.ru).
28. Metody analiza poverhnosti [Methods of the analysis of surface] /Pod red. A.M. Zander-ny. M.: Mir. 1979. 582 s.
29. Edwards B.C., Byre B.L., Gage G. //Acta Metallurgica. 1980. V. 28. P. 335–356.
30. Was G.S., Martin J.R. The influence of grain boundary precipitation on the measurement of chromium redistribution and phosphorous segregation in Ni–16Cr–9Fe //Metallurgical Transaction. 1985. V. 16A. №3. P. 349–359.

31. Guttman M., Dumoulin P., Tan-Tai N., Fontaine P. An Auger Electron Spectroscopic study of phosphorus segregation in the grain boundaries of nickel base alloy 600 //Corrosion NACE. 1981. V. 37. №7. P. 416–425.
32. Briant C.L. Grain boundary segregation in Ni-base alloy 182 //Metallurgical Transaction. 1988. V. 19A. №1. P. 137–143.
33. Zhuanggi H., Hongwei S., Shouren G. Role of P, S and B on creep behavior of alloy 718 //Journal of Material Science and Technology. 2001. V. 17. №4. P. 399–402.