УДК 669.018.44:53.086

Д.Е. Каблов[1], *Е.Б. Чабина*[1], *Д.В. Зайцев*[1], *М.С. Алексеева*[1]

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕЖФАЗНЫХ ГРАНИЦ γ/γ′ МОНОКРИСТАЛЛА ЖС36, СОДЕРЖАЩЕГО ПРИМЕСИ, ВЫСОКОРАЗРЕШАЮЩИМИ МЕТОДАМИ ПРОСВЕЧИВАЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ И МИКРОРЕНТГЕНОСПЕКТРАЛЬНОГО АНАЛИЗА

DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-4-3-10

Исследованы процессы, проходящие на межфазных поверхностях раздела γ/γ′ в жаропрочном безуглеродистом никелевом сплаве для монокристаллического литья ЖС36-ВИ. Установлено, что вредные примеси (сера, фосфор, свинец) обогащают межфазные границы раздела, снижая их когезивную прочность. При одновременном воздействии повышенной температуры и напряжения количество серы на межфазных границах возрастает, что ускоряет разупрочнение сплава и снижает время до разрушения. Введение лантана, который также обогащает межфазные границы, замедляет этот процесс.

Ключевые слова: *жаропрочный никелевый сплав, внутренние поверхности раздела, вредные примеси, микролегирование.*

The processes which are taking place on interphase dividing surfaces γ/γ′ in heat-resistant carbon-free nickel alloy for single-crystal casting ZhS36-VI are studied. It is established that harmful impurities (sulfur, phosphorus, lead) enrich interphase boundaries, reducing their durability. At simultaneous influence of elevated temperature and tension the amount of sulfur on interphase boundaries increases that accelerates alloy durability loss and reduces time to destruction. Introduction of a lanthanum which also enriches interphase boundaries slows down this process.

Keywords: *heat-resistant nickel alloy, inner dividing surfaces (interfaces), harmful impurities, microalloying.*

[1]Федеральное 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

Лопатки из жаропрочных никелевых сплавов с монокристаллической структурой широко применяются в современных авиационных двигателях [1, 2]. Лопатки с монокристаллической структурой по сравнению с традиционными, изготовленными из сплавов с равноосной или направленной структурами, обладают повышенным сопротивлением механической и термической усталости, высокими жаропрочными свойствами, повышенной термостойкостью и более медленным темпом разупрочнения металла при эксплуатации [3, 4]. Сплавы, из которых они изготавливаются, представляют собой сложные многокомпонентные системы [3–6] и относятся к дисперсионно-твердеющим. При охлаждении из γ-твердого раствора, имеющего ГЦК решетку, выделяется когерентная γ′-фаза (интерметаллическое соединение на основе Ni_3Al), дополнительно упрочняющая матрицу. Содержание γ′-фазы в наиболее сложнолегированных сплавах доходит до 75–80%. Гетерофазная структура сплавов является одним из основных факторов, обеспечивающих их жаропрочность [7]. Многокомпонентное легирование γ-твердого раствора и γ′-фазы проводят таким образом, чтобы обеспечить высокие эксплуатационные свойства, фазовую и структурную стабильность сплава [3, 8]. В настоящее время возможности повышения свойств никелевых жаропрочных сплавов за счет легирования практически исчерпаны. Однако для создания перспективных высокоресурсных авиационных двигателей необходимо дальнейшее повышение свойств материала рабочих лопаток. Кроме дополнительного легирования, свойства материала можно повысить путем микролегирования и применения специальных технологических приемов при его изготовлении [9–12].

Один из таких путей – снижение содержания в материале вредных примесей, которые даже при содержании в несколько ppm способны ухудшить эксплуатационные свойства материала, особенно при высоких температурах, когда облегчена диффузия атомов и примеси скапливаются в местах кристаллической решетки с пониженной энергией (внутренние поверхности раздела, зоны дефектов) [13, 14]. Локальная концентрация примесей в этом случае может достигать нескольких десятков процентов, что отрицательно сказывается на свойствах материала. В литейных жаропрочных никелевых сплавах такими местами являются границы зерен (в случае равноосной кристаллизации), границы столбчатых зерен (при направленной кристаллизации), межфазные границы «матрица–карбид», поверхности литейных пор.

Одним из преимуществ современных безуглеродистых монокристаллических сплавов является отсутствие границ зерен и карбидов, что исключает возможность образования в этих местах локальных зон высоких концентраций вредных примесей [5]. Структурная стабильность жаропрочных никелевых сплавов в целом, а монокристаллических – в особенности, в большой степени определяется состоянием другой внутренней поверхности раздела – межфазной границы γ/γ′. Роль межфазных границ раздела в формировании свойств монокристаллических жаропрочных сплавов постоянно возрастает, особенно в связи с тенденцией увеличения объемной доли упрочняющей фазы.

Для сплавов на основе никеля вредными примесями являются примеси цветных металлов (свинец, сурьма, мышьяк, висмут и др.), газы (кислород, азот), а также сера и фосфор [3, 6, 15–17]. Опубликовано большое количество работ российских и зарубежных исследователей, в которых приведены данные по отрицательному влиянию серы, фосфора, азота на структуру и свойства литейных жаропрочных никелевых сплавов [18–21], в том числе монокристаллических [22, 23]. Авторами работ [19, 24, 25] получено экспериментальное подтверждение наличия мощных сегрегаций серы и фосфора на границах зерен, межфазных границах «матрица–карбид», поверхности литейных пор в жаропрочных никелевых сплавах при исследовании поверхностей разрушения образцов методом Оже-электронной спектроскопии. Но исследований межфазной поверхности раздела γ/γ′ проведено не было.

Проблема распределения серы и фосфора в монокристаллических жаропрочных никелевых сплавах обсуждалась на XIII Международной конференции Superalloys 2016. Авторами работы [26] при исследовании монокристаллического сплава на никелевой основе CSMX-4 методами высокоразрешающей растровой электронной микроскопии и микрорентгеноспектрального анализа установлено, что сера и фосфор находятся в связанном состоянии, образуя глобулярные (размером несколько микрометров) соединения с лантаном и иттрием, которые преимущественно расположены в междендритных областях, в зонах эвтектики.

Цель данного исследования – изучить влияние содержания серы, фосфора, свинца, кислорода, а также микролегирования лантаном на состояние межфазных поверхностей раздела γ/γ′ в монокристаллах безуглеродистого сплава ЖС36.

Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 2.1. «Фундаментально-ориентированные исследования» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [27].

Материалы и методы

Исследования проводили на безуглеродистом литейном высокожаропрочном сплаве для монокристаллического литья ЖС36-ВИ (ТУ1-595-4-473) паспортного состава, % (по массе): Ni–(3,5–4,5)Cr–(5,0–9,0)Co–(1,0–2,2)Mo–(11,0–12,5)W–(1,8–2,3)Re–(0,7–1,5)Nb–(0,7–1,5)Ti–(5,5–6,2)Al, с различным содержанием серы, фосфора, свинца и кислорода. Часть составов содержала микролегирующий элемент лантан. Содержание примесей и лантана в исследованных модельных составах приведено в табл. 1.

В сплаве ЖС36-ВИ состава 1370 содержание вредных примесей максимально низкое, которое можно достичь при введении в материал церия, иттрия, магния и др. Этот состав выплавляли с целью дальнейшего использования для сравнения с составами, в которые вводили примеси.

Выплавку осуществляли в вакуумной индукционной печи ВИАМ 2002 в тигле вместимостью 20 кг на чистых шихтовых материалах под вакуумом $(1–5)\cdot10^{-3}$ мм рт. ст. $((1,33–6,65)\cdot10^{-7}$ МПа). Материал переплавляли для получения

Таблица 1

Содержание примесей в образцах из сплава ЖС36-ВИ

Условный номер состава	Характеристика образца	Содержание элементов, % (по массе)				
		S	P	La	Pb	O
1370	Минимальное содержание примесей	≤0,0002	0,0013	–	0,000009	0,00072
1364	Добавлена сера, лантан не вводили	0,0072	–	0,000016	–	–
1366	Добавлена сера, с лантаном	0,0007	–	0,018000	–	–
1367	Добавлен фосфор, лантан не вводили	–	0,0172	0,000330	–	–
1368	Добавлен фосфор, с лантаном	–	0,0175	0,028800	–	–
1373	Добавлен свинец	–	–	0,043000	0,000620	–
1499	Добавлен кислород	–	–	0,000060	–	0,00200

монокристаллов в печи УВНК-9 с тепловым градиентом 70°C/мм. Термообработку монокристаллов провели по стандартному режиму. Анализировали образцы в термообработанном состоянии, которое принимали за исходное, и после испытаний на длительную прочность при температуре 975°C и напряжении 320 МПа на базе 40 ч (табл. 2). Образцы для исследований изготавливали из рабочей части испытанных образцов – из зоны одновременного действия температуры и напряжения.

Исследования структуры и локального состава материала в зоне межфазных границ γ/γ′ проводили с использованием комплексного подхода [28] методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) с полуколичественным микрорентгеноспектральным анализом (МРСА) на фóльгах на просвечивающем электронном микроскопе TECNAI F20 S-TWIN, оснащенном микрорентгеноспектральным анализатором X-Max80 (Oxford) с энергетическим разрешением 127 эВ и диаметром зонда в сканирующем режиме 2 нм. Наилучшая интенсивность рентгеновского излучения достигается при наклоне плоскости фольги относительно анализатора на угол 15 град. Наклон образца от исходной оси зоны <001> осуществлялся вдоль одного из кристаллографических направлений {100} таким образом, чтобы плоскость одной из γ-прослоек оставалась параллельна пучку электронов. Такая геометрия съемки позволяет четко разделить область твердого раствора и кубических частиц γ′-фазы.

Результаты

Структура образцов из сплава ЖС36 после полной термической обработки (рис. 1) представляет собой упорядоченные кубические частицы γ′-фазы в твердом растворе γ-матрицы. Средний размер кубоидов составляет 500 нм. На границах частиц γ′-фазы наблюдаются межфазные дислокации. На рис. 2 приведены результаты качественного анализа распределения легирующих элементов между γ- и γ′-фазами. Анализ проведен по красной линии на рис. 2. Крестиком обозначена реперная точка 1. Ее положение на графиках распределения элементов обозначено вертикальной линией 1. На графиках четко видно, что кобальт, молибден, хром и рений обогащают γ-фазу, а титан, ниобий, никель и алюминий – γ′-фазу. Вольфрам распределен между γ- и γ′-фазами практически равномерно, хотя и наблюдается небольшое обогащение вольфрамом γ-фазы по сравнению с γ′-фазой. Такое распределение легирующих элементов между фазами является типичным для сплавов этой системы легирования [3, 6]. Следует отметить, что сера сконцентрирована в зоне границ раздела (γ/γ′)-фаз. В этих же местах наблюдается некоторое количество фосфора. Вредные примеси, как правило, являясь поверхностно-активными элементами, скапливаются на внутренних поверхностях раздела, в частности на межфазной границе, что наблюдается в данном образце [14].

Для анализа изменений структурно-фазового состояния материала монокристалла ЖС36 состава 1370 при одновременном воздействии высокой температуры и напряжения провели исследования образца после испытаний на длительную прочность при температуре 975°C и напряжении 320 МПа. Образец разрушился через 66 ч. Микроструктура середины рабочей части образца приведена на рис. 3. Структура образцов после испытаний на длительную прочность состоит из рафт-пластин γ′-фазы в объеме γ-матрицы. Рафтирование происходит перпендикулярно приложенной нагрузке. Межфазные границы после деформации преимущественно ориентированы вдоль кристаллографического направления <110>. На границах фаз наблюдаются дислокационные сетки.

На рис. 4 приведены результаты качественного анализа распределения легирующих элементов между γ- и γ′-фазами после испытаний на длительную прочность. В ходе испытаний принципиальный характер распределения легирующих элементов между γ- и γ′-фазами не изменяется, однако наблюдается обогащение прослоек γ-фазы вольфрамом. По данным полуколичественного МРСА, происходит увеличение количества серы (с 1 до 4% (по массе)) и фосфора (с 1

Таблица 2

Длительная прочность образцов из сплава ЖС36-ВИ

Условный номер состава	Характеристика образца	Время до разрушения при температуре 975°C и напряжении 320 МПа, ч
1370	Минимальное содержание примесей	66
1364	Добавлена сера, лантан не вводили	62
1366	Добавлена сера, с лантаном	64
1367	Добавлен фосфор, лантан не вводили	61
1368	Добавлен фосфор, с лантаном	65
1373	Добавлен свинец	66
1499	Добавлен кислород	46

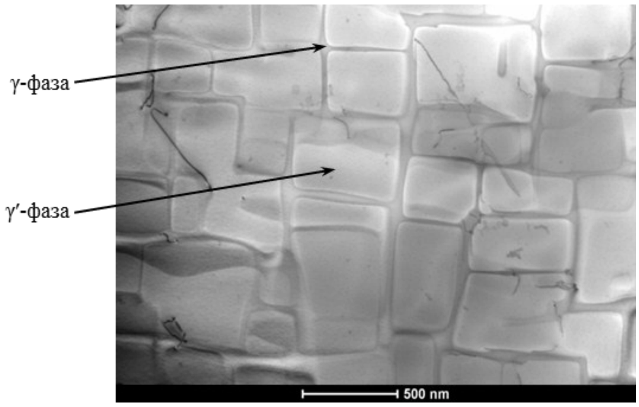


Рис. 1. Структура образца монокристалла сплава ЖС36 после полной термической обработки (вблизи оси зоны <100>)

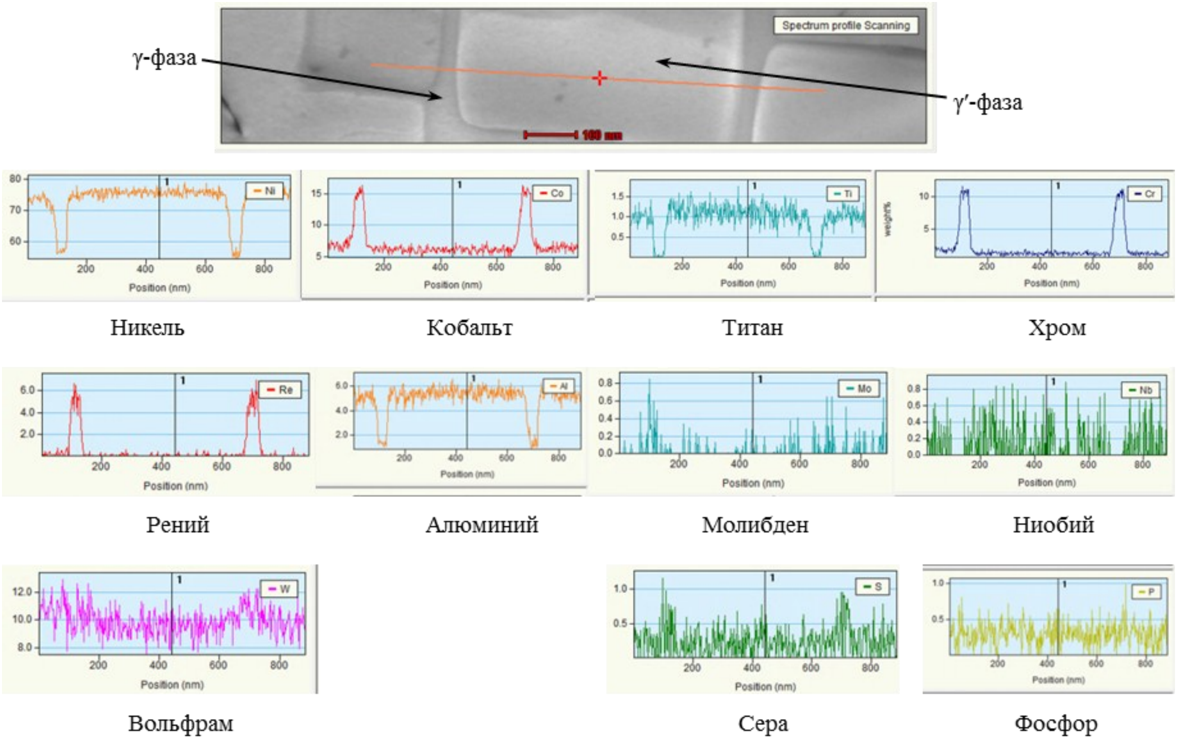


Рис. 2. Распределение легирующих элементов и примесей между γ- и γ′-фазами в образце монокристалла сплава ЖС36 после полной термической обработки

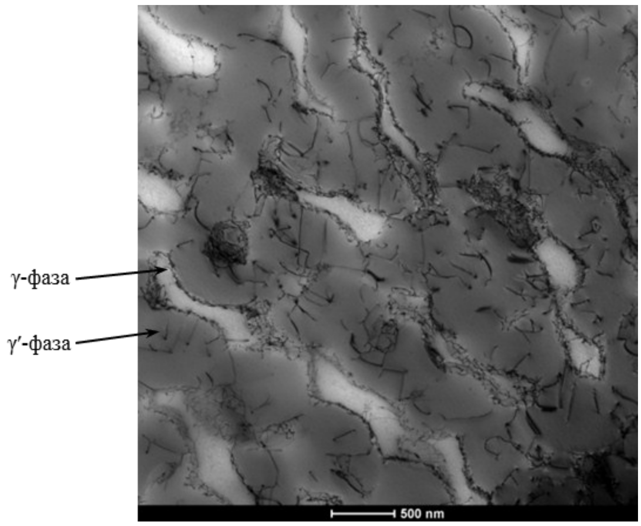


Рис. 3. Микроструктура образца из сплава ЖС36 после испытаний на длительную прочность при температуре 975°C, напряжении 320 МПа и времени до разрушения 66 ч (рабочая часть, середина)

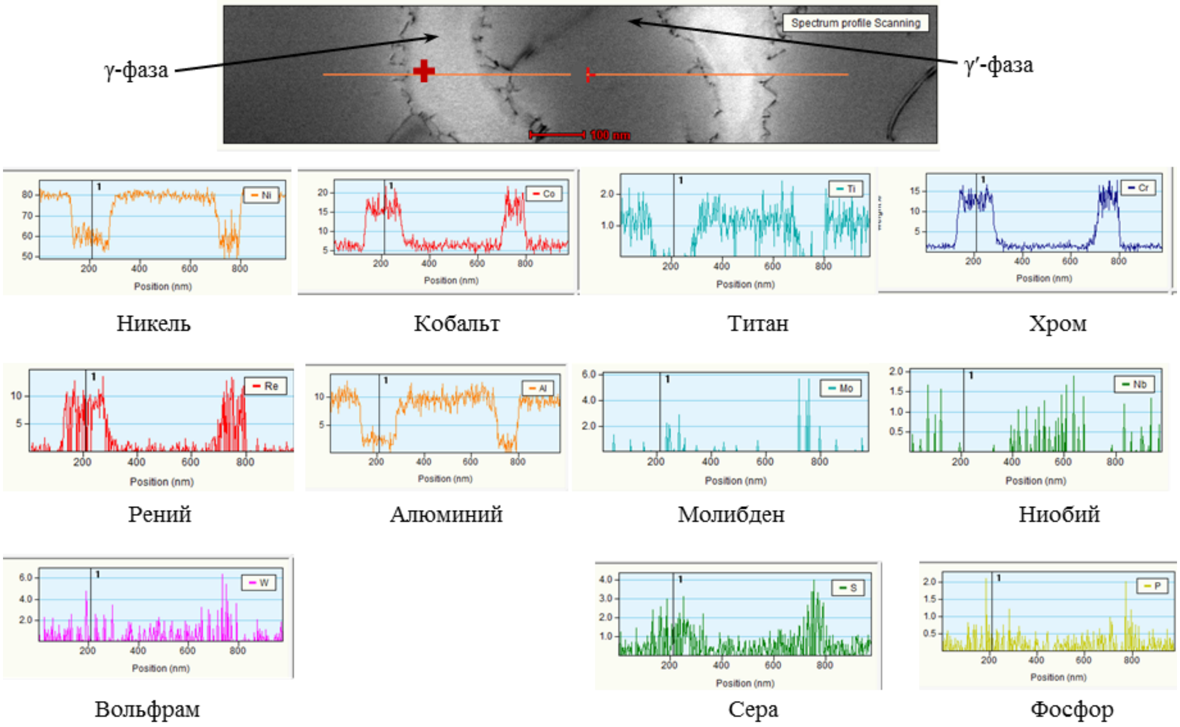


Рис. 4. Распределение легирующих элементов и примесей между γ- и γ′-фазами в образце монокристалла сплава ЖС36 после испытаний на длительную прочность при температуре 975°С, напряжении 320 МПа и времени до разрушения 66 ч

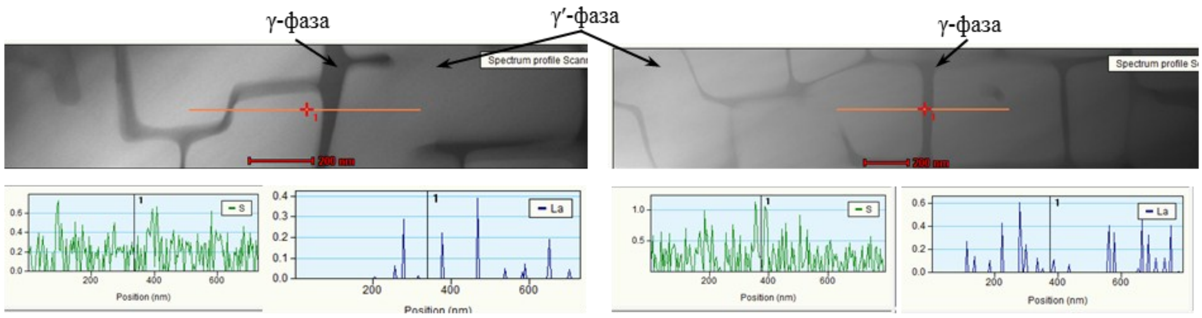
до 2% (по массе)) на межфазных границах γ/γ′, что является признаком снижения их когезивной прочности и охрупчивания материала в целом.

Структура образцов монокристаллов составов 1364, 1366, 1367, 1368, 1373 и 1499, в которые были введены примеси серы, фосфора, свинца, кислорода, а также микролегирущий элемент лантан (табл. 1), после полной термической обработки аналогична структуре материала состава 1370 и представляет собой упорядоченные кубические частицы γ′-фазы в твердом растворе γ-матрицы. Средний размер кубоидов составляет 500 нм. Исследования локального распределения легирующих элементов и примесей в монокристаллах сплава ЖС36 показали, что характер распределения элементов между γ- и γ′-фазами соответствует таковому для сплава с минимальным содержанием примесей (рис. 2): кобальт, молибден, хром и рений обогащают γ-фазу, а титан, ниобий, никель и алюминий – γ′-фазу. Вольфрам распределен между γ- и γ′-фазами практически равномерно.

При испытаниях на длительную прочность при температуре 975°С и напряжении 320 МПа на базе 40 ч все образцы, за исключением состава с кислородом 1499, разрушились приблизительно через одинаковое время (табл. 2). Анализ структуры образцов, изготовленных из середины рабочей части образцов, после испытаний на длительную прочность, показал, что структура образцов состоит из рафт-пластин γ′-фазы в объеме γ-матрицы. Рафтирование происходит перпендикулярно приложенной нагрузке – как в случае состава 1370 с минимальным содержанием примесей. Следует отметить, что в составах 1364 (содержание серы 0,0072% (по массе)) и 1367 (содержание фосфора 0,0172% (по массе)) коагуляция γ′-фазы идет более интенсивно, чем в составах 1366 (содержание серы 0,0007% (по массе), введен лантан), 1368 (содержание фосфора 0,0175% (по массе), введен лантан) и 1370 (содержание примесей минимальное). В ходе испытаний характер распределения легирующих элементов между γ- и γ′-фазами не изменяется.

Специально введенные вредные примеси и микролегирующий элемент лантан сконцентрированы в зоне межфазных границ γ/γ′ (рис. 5). По данным полуколичественного МРСА, количество серы и лантана (рис. 5, *а*) для составов 1364 и 1366 находится на одном уровне и не зависит от содержания этих элементов в сплаве. Такой же результат получен для составов 1367 и 1368 (рис. 5, *б*), содержание фосфора в которых находится на одном уровне, а содержание лантана выше в составе 1368. Распределение свинца и лантана в образце состава 1373 приведено на рис. 5, *в*. Содержание кислорода в γ-матрице образца состава 1499 (рис. 5, *г*) приблизительно в 2 раза превосходит его содержание в γ′-фазе.

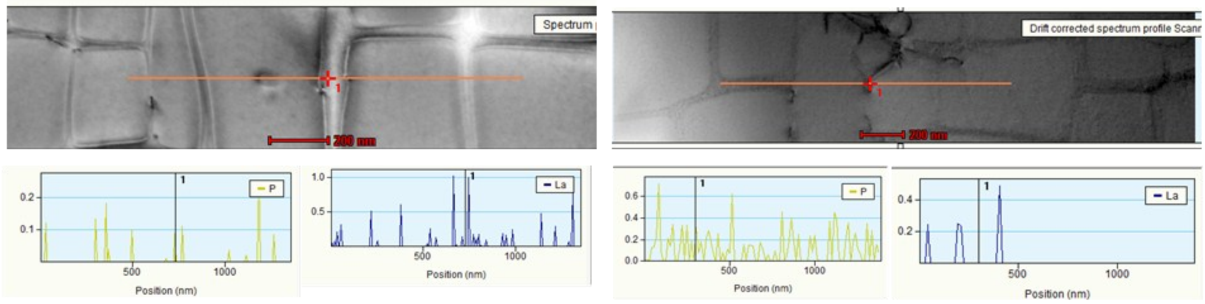
В ходе испытаний на длительную прочность во всех образцах происходит обогащение *а)*



Состав 1364
(сера 0,0072% (по массе), лантан 0,000016% (по массе))

Состав 1366
(сера 0,0007% (по массе), лантан 0,018% (по массе))

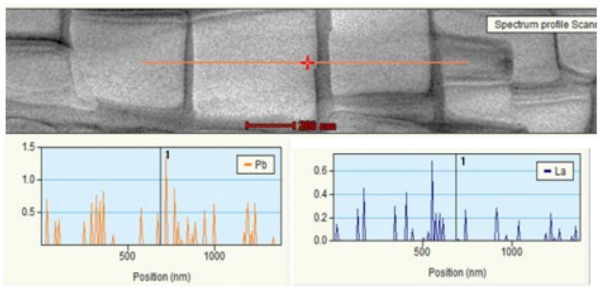
б)



Состав 1367
(фосфор 0,0172% (по массе), лантан 0,00033% (по массе))

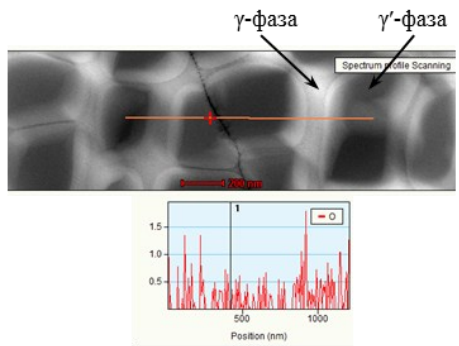
Состав 1368
(фосфор 0,0175% (по массе), лантан 0,0288% (по массе))

в)



Состав 1373
(свинец 0,00062% (по массе), лантан 0,043% (по массе))

г)



Состав 1499
(кислород 0,0002% (по массе))

Рис. 5. Распределение примесей и лантана между γ- и γ′-фазами в образце монокристалла сплава ЖС36 после полной термической обработки: *а* – сера и лантан; *б* – фосфор и лантан; *в* – свинец и лантан; *г* – кислород

межфазных поверхностей раздела γ/γ′ серой. Содержание остальных изученных элементов (фосфор, свинец, кислород, лантан) не изменяется.

Обсуждение и заключения

Изучено влияние примесей серы, фосфора, свинца и кислорода, а также микролегирования лантаном на состояние межфазных границ раздела γ/γ′ монокристаллов сплава ЖС36. Проведено сравнение структурного состояния сплава с минимальным содержанием примесей со сплавом, в котором присутствуют их повышенные количества. Методом просвечивающей электронной микроскопии и микрорентгеноспектрального анализа исследовали монокристаллы после термической обработки и после испытаний на длительную прочность (действие повышенной температуры и напряжения). Показано, что увеличение содержания вредных примесей в материале (серы – с ≤0,0002 до 0,0072% (по массе), фосфора – с 0,0013 до 0,0175% (по массе), свинца – с 0,000009 до 0,00062% (по массе), кислорода – с 0,00072 до 0,0020% (по массе)) в изученных пределах не оказывает влияния на его структуру и распределение легирующих элементов между γ- и γ′-фазами. После испытаний на длительную прочность при температуре 975°С и напряжении 320 МПа в течение ~60 ч во всех изученных образцах происходит образование рафт-пластин γ′-фазы в объеме γ-матрицы перпендикулярно приложенной нагрузке. Введение в материал дополнительно серы и фосфора ускоряет коагуляцию γ′-фазы, приводящую к разупрочнению материала при испытаниях на длительную прочность, что можно объяснить снижением поверхностной энергии границ при сегрегации на них примесей [14]. Характер распределения легирующих элементов между γ- и γ′-фазами не изменяется.

Вредные примеси и микролегирующий элемент лантан сконцентрированы в зоне межфазных границ γ/γ′ как в состоянии после термической обработки, так и после испытаний на длительную прочность. В результате воздействия температуры и напряжения происходит дополнительное обогащение межфазных границ γ/γ′ серой в образцах всех исследованных составов вне зависимости от содержания серы в материале, даже в случае введения в материал фосфора и свинца (содержание серы в этом случае составляет ≤0,0002% (по массе)). Микролегирование лантаном при испытаниях на базе 40 ч также не влияет на свойства материала. Однако при испытаниях монокристаллов сплава ЖС36 на длительную прочность на базе испытаний 500 ч образцы, содержащие лантан, показывают более высокие свойства, чем образцы материала, в который лантан не вводили [29].

Объяснить полученные результаты можно на основе закономерностей, установленных авторами работ [19, 24, 25] при исследовании сегрегаций серы и фосфора на границах зерен никелевых деформируемых жаропрочных сплавов, которые имеют систему легирования, аналогичную сплаву ЖС36. С применением метода Оже-электронной спектроскопии показано, что изменение химического состава границ зерен в никелевых сплавах, а именно – увеличение содержания на них фосфора и серы при воздействии повышенных температур и напряжений, начинается при температурах >700°С (для фосфора) и >750°С (для серы). До температуры 850°С сера и фосфор находятся на границах зерен в виде сегрегаций, при 900°С и более часть фосфора образует мелкодисперсные фосфиды, наличие которых подтверждено методом микрорентгеноспектрального анализа. Сера наиболее активна в температурном интервале 900–1000°С и образует сегрегации на поверхности литейных пор литейного жаропрочного никелевого сплава, полученного методом направленной кристаллизации, в ходе испытаний на длительную прочность при температуре 1000°С [19]. Показано, что при введении в сплав лантана образуются глобулярные сульфиды и фосфиды размером 1 мкм и менее, имеющие высокую температуру диссоциации (>2000°С), что снижает мощность сегрегаций этих примесей на внутренних поверхностях раздела и повышает свойства сплавов [24]. Следует учитывать также, что сера и фосфор являются поверхностно-активными элементами, но серу относят к сильным поверхностно-активным элементам, а фосфор – к слабым [30].

С учетом вышеизложенного можно объяснить полученный в данной работе результат: при воздействии температуры 975°С и напряжения не происходит изменения содержания фосфора на межфазных границах раздела γ/γ′, потому что при этой температуре фосфор находится в связанном состоянии – в частности, в соединении с лантаном. Сера же при данной температуре активна, поэтому происходит увеличение ее количества на межфазных границах раздела γ/γ′ и, как следствие, снижение их когезивной прочности. Этот эффект не очень заметен при относительно небольшом времени выдержки материала при 975°С (~60 ч) при испытаниях на длительную прочность, но с увеличением времени выдержки до 500 ч он проявляется отчетливо [29].

В работе показано, что процессы на межфазных границах раздела γ/γ′ в монокристаллах никелевых жаропрочных сплавов по своей природе схожи с процессами, проходящими при воздействии повышенных температур и напряжений на внутренних поверхностях раздела (границы зерен, литейные поры, поверхности карбидов и др.) никелевых жаропрочных сплавов других классов (деформируемые, литейные равноосные и направленной кристаллизации). Отличие заключается только в масштабном факторе.

Глубокое и полное изучение структуры монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов, оптимальное микролегирование и минимизация содержания в них вредных примесей являются мощным инструментом для создания материалов с заданными свойствами и надежных в эксплуатации.

ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Ломберг Б.С., Сидоров В.В. Приоритетные направления развития технологий производства жаропрочных материалов для авиационного двигателестроения // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2013. №3. С. 47–54.
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. Литые лопатки газотурбинных двигателей: сплавы, технологии, покрытия / под общ. ред. Е.Н. Каблова. 2-е изд. М.: Наука, 2006. 632 с.
4. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Светлов И.Л., Демонис И.М. Никелевые литейные жаропрочные сплавы нового поколения // Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 36–52.
5. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов / Р.Е. Шалин, И.Л. Светлов, Е.Б. Качанов и др. – М.: Машиностроение, 1997. 336 с.
6. Суперсплавы / под ред. Ч.Т. Симса, Н.С. Столоффа, У.К. Хагеля. М.: Металлургия, 1995. Т. II, кн. 1. 384 с.
7. Каблов Е.Н., Бронфин М.Б. Эффект С.Т. Кишкина, или почему структура жаропрочных никелевых сплавов должна быть гетерофазной // Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С.Т. Кишкина: науч.-технич. сб. М.: Наука, 2006. С. 7–14.
8. Бокштейн С.З., Кишкин С.Т., Шалин Р.Е. Структурная стабильность конструкционных материалов // Авиационные материалы на рубеже XX–XXI веков. М.: ВИАМ, 1994. С. 547–553.
9. Петрушин Н.В., Елютин Е.С., Чабина Е.Б., Тимофеева О.Б. О фазовых и структурных превращениях в жаропрочных ренийсодержащих сплавах монокристаллического строения // Литейное производство. 2008. №7. С. 1–7.
10. Каблов Е.Н., Бондаренко Ю.А., Каблов Д.Е. Особенности структуры и жаропрочных свойств монокристаллов <001> высокорениевого никелевого жаропрочного сплава, полученного в условиях высокоградиентной направленной кристаллизации // Авиационные материалы и технологии. 2011. №4. С. 25–31.
11. Каблов Е.Н., Сидоров В.В. Микролегирование РЗМ – современная технология повышения свойств литейных жаропрочных никелевых сплавов // Перспективные материалы. 2001. №1. С. 23–24.
12. Петрушин Н.В., Бронфин М.Б., Каблов Е.Н., Хацинская И.М., Чабина Е.Б., Рощина И.Н., Тимофеева О.Б. Особенности структурно-фазовых превращений при термической обработке монокристаллов высокорениевых жаропрочных никелевых сплавов // Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С.Т. Кишкина: науч.-технич. сб. М.: Наука, 2006. С. 142–154.
13. Охрупчивание конструкционных сталей и сплавов / под. ред. К.Л. Брайента, С.К. Бенерджи. М.: Металлургия, 1988. 551 с.
14. Физическое металловедение / под ред. Р.У. Кана, П. Хаазена. М.: Металлургия, 1987. Т. 1: Атомное строение металлов и сплавов. 639 с.
15. Meetham G.W. Trace elements in superalloys – overview // Metals technology. 1984. Vol. 11. No. 10. P. 414–418.
16. McLean M., Strang A. Effects of trace elements on mechanical properties of superalloys // Metals Technology. 1984. Vol. 11. No. 10. P. 454–465.
17. Gibbons T.B. Some effects of trace elements in reducing creep performance in high-strength superalloys // Materials Science and Technology. 1985. No. 1. P. 1033–1039.
18. Yu L.X., Sun Y.R., Sun W.R., Sub X.F., Guo S.R., Hu Z.Q. The influence of phosphorus on the microstructure and stress-rupture properties in low thermal expansion superalloy // Mater. Sci. and Eng. A. 2010. Vol. 527. No. 4–5. P. 911–916.
19. Орехов Н.Г., Черкасова Е.Р., Чабина Е.Б., Сидоренко В.И. Изучение поверхностей разрушения современных никелевых сплавов методом Оже-электронной спектроскопии // Вопросы авиационной науки и техники. Сер.: Авиационные материалы. Методы исследования конструкционных материалов. М.: ВИАМ, 1987. С. 150–156.
20. 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. Vol. 17. No. 4. P. 399–402.
21. Yuan C., Yin F. Effect of Phosphorus on Microstructure and High Temperature Properties of a Cast Ni-base Superalloy // J. Mater. Sci. Technol. 2002. Vol. 18. No. 6. P. 555–557.
22. Каблов Д.Е., Чабина Е.Б., Сидоров В.В., Мин П.Г. Исследование влияния азота на структуру и свойства монокристаллов из литейного жаропрочного сплава ЖС30-ВИ // МиТОМ. 2013. №8. С. 3–7.
23. Sarioglu C., Stinner C., Blanchere J.R., Birks N., Pettit F.S., Meier G.H. The control of sulfur content in nickel-base, single crystal superalloys and its effect on cyclic oxidation resistance // Superalloys-1996. 1996. P. 71–80.
24. Чабина Е.Б. Сегрегации фосфора и серы в модельном жаропрочном никелевом сплаве // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2015. №9. Ст. 02. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 27.04.2017). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-9-2-2.
25. Чабина Е.Б. Влияние эксплуатационных факторов на состояние поверхностей раздела в материале высокожаропрочных никелевых сплавов для дисков ГТД // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2015. №8. Ст. 02. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 27.04.2017). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-8-2-2.
26. Leyland S.P., Edmonds I.M., Irwin S. et al. The distribution and retention of yttrium and lanthanum in cast single crystal superalloys // Superalloys 2016: Proceedings of the 13th International Symposium of Superalloys. 2016. P. 247–256.
27. 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. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
28. 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 // ТестМат-2013: сб. докл. Всерос. конф. по испытаниям и исследованиям свойств материалов. М., 2013. С. 32–37.
29. Каблов Д.Е., Сидоров В.В., Мин П.Г., Герасимов В.В., Бондаренко Ю.А. Влияние примесей серы и фосфора на свойства монокристаллов жаропрочного сплава ЖС36-ВИ и разработка эффективных способов его рафинирования // Авиационные материалы и технологии. 2015. №3 (36). С. 3–9. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-3-3-9.
30. Филиппов К.С., Бурцев В.Т., Сидоров В.В., Ригин В.Е. Исследование поверхностного натяжения и плотности расплава никеля, содержащего примеси серы, фосфора и азота // Физика и химия обработки материалов. 2013. №1. С. 52–56.