



Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский
научно-исследовательский институт авиационных материалов»,
Государственный научный центр Российской Федерации

(ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ)

Технологическая платформа «Новые полимерные композиционные
материалы и технологии»

Технологическая платформа «Материалы и технологии металлургии»

**Всероссийская
научно-техническая конференция
«Перспективные жаропрочные никелевые
деформируемые сплавы и технологии
их переработки»**

Материалы конференции

15 ноября 2018 г.

Электронное издание

Москва

2018

УДК 669

ББК 34.25 + 34.62 + 34.651

П27

Редакционная коллегия:

М.М. Бакрадзе, к.т.н., начальник НИО «Жаропрочные литейные и деформируемые сплавы и стали, защитные покрытия для деталей ГТД»; С.В. Овсепян, к.т.н., начальник лаборатории; Э.Г. Аргинбаева, к.т.н., начальник сектора; Е.А. Шейн, к.т.н., главный специалист; М.С. Закржевская, инженер 2-й категории.

Перспективные жаропрочные никелевые деформируемые сплавы
П27 **и технологии их переработки** : материалы Всероссийской научно-технической конференции (г. Москва, 15 нояб. 2018 г.), [Электронный ресурс] / ФГУП «ВИАМ». – М. : ВИАМ, 2018. – 167 с. : ил. – ISBN 978-5-905217-34-0. – 1 электрон. опт. диск (CD-ROM). – Систем. требования: Intel от 1,3 ГГц; Windows XP/Vista/7; Adobe Reader; дисковод CD-ROM; 10 Мб. – Загл. с экрана.

Представлены доклады, посвященные разработке жаропрочных никелевых деформируемых сплавов. Основные тематические направления конференции:

- металловедение жаропрочных никелевых деформируемых сплавов;
- разработка новых сплавов для авиационной и космической техники, энергетики;
- свойства сплавов и неразрушающий контроль изделий из них;
- технологии выплавки, термомеханической и термической обработки;
- технологии сварки и пайки;
- технологии аддитивного производства и гранульной металлургии;
- промышленное производство, внедрение новых сплавов и технологий.

Конференция посвящается 115-летию со дня рождения д.т.н., профессора Федора Федоровича Химушина.

УДК 669

ББК 34.25 + 34.62 + 34.651

ISBN 978-5-905217-34-0

© ФГУП «ВИАМ», 2018

Организационный комитет

(ФГУП «ВИАМ»)

Председатель:

М.М. Бакрадзе - к.т.н., начальник НИО «Жаропрочные литейные и деформируемые сплавы и стали, защитные покрытия для деталей ГТД».

Заместители председателя:

С.В. Овсепян – к.т.н., начальник лаборатории «Жаропрочные сплавы на никелевой основе».

Члены организационного комитета:

Д.Е. Каблов – к.т.н., заместитель начальника управления;

А.А. Каньгин – начальник управления;

Д.Н. Куколев – начальник управления;

Е.В. Лахтикова - начальник сектора;

Д.А. Браилко - начальник сектора;

А.В. Бабин – ведущий инженер;

Д.С. Трушин - ведущий инженер;

Е.А. Пашкова - специалист по выставочной деятельности;

И.Ю. Ширяева – главный специалист по маркетингу;

Е.А. Цилин – инженер 2-й категории.

СОДЕРЖАНИЕ

Основные даты биографии доктора технических наук, профессора Федора Федоровича Химушина (1903-1986 гг.) (к 115-летию со дня рождения)..... 7

Б.С. Ломберг

О возможности получения биметаллического изделия из интерметаллидного сплава на основе Ni_3Al и деформируемого никелевого сплава, посредством сварки давлением..... 10

Валитов В.А.; Галиева Э.В.; Аргинбаева Э.Г.; Дроздов А.А.

Разработка нового гранулируемого жаропрочного никелевого сплава ВЖ178П для перспективных авиационных ГТД 25

Волков А.М.; Востриков А.В.; Бакрадзе М.М.

Разработка технологии высокотемпературной диффузионной пайки конструкции типа «блиск» из разноименных жаропрочных никелевых сплавов 39

Оспенникова О.Г.; Афанасьев-Ходыкин А.Н.; Галушка И.А.

Повышение уровня длительной прочности сплава ХН51ВМТЮКФР-ВД (ЭП220-ВД) за счет оптимизации химического состава 53

Кабанов И.В.; Буцкий Е.В.; Сидорина Т.Н.

Перспективные жаропрочные никелевые деформируемые сплавы и технологии их переработки..... 63

Бакрадзе М.М.

Влияние легирования и микролегирования на структуру и фазовый состав высокожаропрочных деформируемых никелевых сплавов..... 68

Чабина Е.Б.

Получение заготовок дисков ГТД из нового гранулируемого жаропрочного никелевого сплава ВЖ178П методом ГИП + деформация 71

Скугорев А.В.; Бубнов М.В.; Летников М.Н.; Шестакова А.А.

Освоение производства жаропрочных никелевых сплавов в ПАО «Русполимет». Результаты и перспективы..... 75

Шевяков В.Ф.; Грицюк А.А.; Климов Д.А.; Ломберг Б.С.; Скугорев А.В.; Крылов С.А.

Особенности получения литых заготовок облегчённых лопаток ГТД из жаропрочных никелевых сплавов, отливаемых в многоместные оболочковые формы 80

Белов В.Д.; Фадеев А.В.; Колтыгин А.В.

Ресурсосберегающая технология переработки отходов деформируемых жаропрочных никелевых сплавов..... 94

Мин П.Г.; Вадеев В.Е.; Крамер В.В.

Использование оптических методов для диагностики процессов консолидации порошка никелевых сплавов в технологии послойного лазерного плавления 112

Завалов Ю.Н.; Дубров А.В.; Линник Е.П.; Дубров В.Д.

Компьютерное моделирование процессов термомеханической обработки жаропрочных никелевых сплавов ВЖ175 и ЭП742..... 123

Шпагин А.С.

Влияние скорости охлаждения при закалке на структуру γ' -фазы и механические свойства сплава ВЖ175 126

Летников М.Н.; Ломберг Б.С.; Бакрадзе М.М.; Оспенникова О.Г.

Коррозионностойкий сплав на никелевой основе, предназначенный для эксплуатации в расплавах хлоридов гафния и циркония..... 130

Кабанов И.В.; Шевакин А.Ф.; Половов И.Б.; Харин П.А.; Скиба К.В.; Пантюхин А.П.; Абрамов А.В.; Беликов С.В.; Гибадуллина А.Ф.; Жиляков А.Ю.

Применение термической обработки для повышения работоспособности никелевых сплавов в условиях высокотемпературной эксплуатации.. 134

Макаров А.В.; Коробов Ю.С.; Котельников А.Б.; Вопнерук А.А.; Соболева Н.Н.; Малыгина И.Ю.; Гибзун М.С.

Высокотехнологичные свариваемые жаропрочные сплавы: актуальные и перспективные направления развития..... 149

Ломберг Б.С.; Мазалов И.С.; Овсебян С.В.; Евгенов А.Г.; Ахмедзянов М.А.

Деформация высоколегированных жаропрочных никелевых сплавов вблизи температуры растворения упрочняющей γ' -фазы 159

Овсебян С.В.; Ломберг Б.С.; Летников М.Н.; Короткий А.В.

Основные даты биографии
доктора технических наук, профессора
Федора Федоровича Химушина (1903-1986 гг.)
(к 115-летию со дня рождения)

Б.С. Ломберг¹

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»), Москва

Фёдор Фёдорович Химушин родился 5 марта 1903 г. в г. Высокиничи Калужской области в семье крестьянина.

Трудовую деятельность начал в 11 лет в качестве мальчика-рассыльного и чернорабочего.

В 1920 г. записался добровольцем в Красную Армию (РККА).

В 1921 г. закончил военно-химические курсы командного состава РККА и был направлен преподавателем в военно-инженерную школу им. III Коминтерна, где работал до 1932 г. В 1930 г. без отрыва от службы окончил МВТУ им. Баумана по специальности инженера технолога-металлурга и поступил на работу в ОИАМ-ЦАГИ.

Со дня основания ВИАМ (1932 г.) работал в институте в должности инженера, старшего инженера, руководителя группы, а с 1938 г. по 1974 г. начальника лаборатории жаропрочных сплавов и сталей (ныне лаборатория № 3) и до ухода на пенсию (1982 г.) – в должности консультанта.

Ф.Ф. Химушин был крупным специалистом в области нержавеющей, кислотоупорных и жаропрочных сталей и сплавов. Его хорошо знали не только в авиационной, но и других отраслях промышленности.

В довоенные годы им были проведены работы по применению и освоению нержавеющей сталей в первых отечественных пассажирских самолетах «Сталь-2» и «Сталь-3», а также им успешно были решены вопросы по организации производства на Сумском заводе химического машиностроения им. Фрунзе отечественной сварной аппаратуры из нержавеющей и кислотоупорных сталей, и освоения на наших металлургических заводах производства различных полуфабрикатов из нержавеющей сталей (тонкий лист, проволока и др.).

За достигнутые в это время успехи в области материалов для авиационной и химической промышленности в 1937 г. Ф.Ф. Химушину была присвоена без защиты ученая степень кандидата технических наук.

Во время Великой Отечественной войны (1942-1945 гг.) Ф.Ф. Химушин работал в Правительственной закупочной комиссии СССР в США по снабжению нашей страны специальными сталями и сплавами.

В послевоенные годы в связи с бурным ростом реактивной авиации под руководством Ф.Ф. Химушина были развернуты масштабные исследования в области создания высокожаропрочных материалов для деталей новых поколений газотурбинных двигателей (ГТД). Применение этих материалов позволило создать новые типы реактивных ГТД с высокими тактико-техническими параметрами (тяга, скорость, весовая отдача, ресурс).

Ф.Ф. Химушин создал коллектив крупных специалистов, который под его руководством успешно решал задачи по развитию современной авиационной, космической и ракетной техники. Результаты этих работ стали основой докторской диссертации, которую Ф.Ф. Химушин защитил в 1963 г.

Ф.Ф. Химушиным было опубликовано более 100 научных трудов, а монографии «Нержавеющие, кислотоупорные и жароупорные стали» (изд. 1940 и 1946 гг.), «Нержавеющие стали» (изд. 1962 и 1967 гг.), «Жаропрочные стали и сплавы» (изд. 1964 и 1969 гг.) стали настольными книгами научных и инженерно-технических работников, а также студентов ВУЗов.

Ф.Ф.Химушин был научным редактором многих сборников и справочников, опубликованных издательствами «Металлургия», «Оборонгиз», «Машиностроение».

Он много времени уделял педагогической деятельности и воспитанию молодежи: читал лекции в МВТУ им. Баумана (1946-1948 гг.), Московском институте стали (1950-1953 гг.), в МАТИ (1969-1971 гг.), на курсах повышения квалификации ИТР в ЦИАМ и Политехническом музее.

За успешное решение многих научно-технических проблем, авиационной промышленности и других отраслей машиностроения Ф.Ф. Химушин был награжден тремя орденами «Трудового Красного Знамени», Почетной грамотой Президиума Верховного Совета РСФСР, медалями ВДНХ.

В 1968 г. ему было присвоено звание Лауреата Государственной премии СССР.

Ф.Ф. Химушин был членом научного совета Академии наук СССР по проблеме «Новые процессы получения и обработки металлических материалов».

УДК 669. 018.4: 621. 791.9

О возможности получения биметаллического изделия из интерметаллидного сплава на основе Ni₃Al и деформируемого никелевого сплава, посредством сварки давлением

Валитов В.А.¹; Галиева Э.В.¹; Аргинбаева Э.Г.², Дроздов А.А.³

valitov_va@imsp.ru; galieva_elvina_v@mail.ru;

elargin@mail.ru; drozdov@imet.ac.ru

¹ ФГБУН ИПСМ РАН, г. Уфа.

² Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»), Москва

³ ФГБУН ИМЕТ РАН, г. Москва.

Аннотация:

Разработана оригинальная методика получения твердофазных соединений (ТФС) из деформируемого мелкозернистого никелевого сплава ЭП975 с интерметаллидными сплавами типа ВКНА на основе Ni₃Al путем высокотемпературной (1100–1250°C) сварки давлением в вакууме в условиях сверхпластичности (СП).

Ключевые слова:

жаропрочный никелевый сплав, деформация, микроструктура, фаза.

1. Введение

Между тем задача повышения технологической пластичности ЖНС и качества готовых деталей и, как следствие, снижения трудоемкости изготовления из них деталей, может быть решена за счет использования новых ресурсосберегающих технологий, основанных на использовании эффекта структурной СП. Этот эффект реализуется в металлах и сплавах в случае формирования в них ультрамелкозернистой (УМЗ) или нанокристаллической структур [1].

Анализ современных тенденций развития газотурбинного двигателестроения, проведенный в частности в работе [1], показал, что необходимы исследования, как в направлении создания новых, более жаропрочных и легких сплавов для дисков и лопаток [2], так и в направлении реализации новых конструкторско-технологических решений, обеспечивающих повышение температурно-силовых параметров работы дисков. Одним из таких решений является создание новых высокооборотоспособных узлов с применением вышеуказанных материалов, исключение тяжелых и недостаточно надежных замковых соединений, снижение массы узлов при одновременном повышении надежности и уменьшении трудозатрат. Таким перспективным направлением работы является получение дисков с лопатками («блисков» – blades and disks) [3].

Традиционные методы сварки для изготовления «блисков» из современных ЖНС неприменимы из-за высокого содержания алюминия, обеспечивающего высокое содержание гамма-штрих фазы (γ' -фазы), что ухудшает свариваемость вследствие высокой скорости ее выделения. Линейная сварка трением неэффективна для соединения, например, литых сплавов типа ВКНА на основе интерметаллида Ni_3Al с деформируемым никелевым сплавом типа ЭП975, поскольку при данной обработке в зоне соединения будут возникать значительные термические напряжения, которые в совокупности с упругими напряжениями от выделения гамма-штрих фазы

будут приводить к образованию микротрещин. Это характерно, как показано в работе [4], для такой обработки дисперсионно твердеющих никелевых сплавов. При получении детали типа «блиск», например, путем высокотемпературной пайки лопаток из литейного монокристаллического интерметаллидного сплава типа ВКНА-моно с диском из деформируемого дискового сплава через порошковый припой, а также при получении «блисков» сваркой трением не решены конструктивные и технологические трудности соединения с диском большого количества близко расположенных лопаток [5]. В связи с этим в настоящей работе предложен развиваемый ИПСМ РАН совместно с ВИАМ и ИМЕТ РАН способ получения неразъемных твердофазных соединений (ТФС) монокристаллов интерметаллидных сплавов на основе Ni_3Al с ЖНС путем сварки давлением в условиях традиционной (высокотемпературной, сплав ЭП975) или низкотемпературной (сплав ХН58МБЮД) сверхпластичности.

Целью данной работы являлось исследование влияния сварки давлением в условиях сверхпластичности мелкозернистого никелевого сплава ЭП975 на формирование твердофазных соединений вышеуказанного сплава с литыми сплавами типа ВКНА на основе интерметаллида Ni_3Al .

2. Материалы и методики исследований

В качестве лопаточного сплава был выбран жаропрочный и жаростойкий материал нового поколения типа ВКНА с монокристаллической структурой на основе интерметаллида Ni_3Al с высокой температурой плавления (1365–1395°C), высокой жаростойкостью и более низкой плотностью, чем никелевые суперсплавы [6]. Следует отметить, что работы по разработке и оптимизации составов сплавов типа ВКНА, их паспортизации и внедрению проводятся ФГУП «ВИАМ» при участии ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН и моторостроительных заводов отрасли [2].

В качестве дискового ЖНС выбран сплав ЭП975, содержащий 55% упрочняющей γ' -фазы на основе интерметаллида $Ni_3(Al,Ti)$, разработанный в

ФГУП ВИАМ, и модельный сплав ХН58МБЮД, в котором упрочнение достигается за счет выделения интерметаллидной фазы Ni_3Nb (δ -фаза, или метастабильная γ'' -фаза). Данный сплав, предназначенный для высоконагруженных штампосварных конструкций, например, ракетных двигателей, характеризуется повышенной технологической пластичностью (возможна изотермическая ковка, или прокатка этого материала для получения УМЗ и даже НК структуры и удовлетворительной свариваемостью различными видами сварки).

Сварку давлением осуществляли на оригинальной установке (рис. 1) для высокотемпературной сварки давлением (УВСД-1), созданной в ИПСМ РАН в рамках ранее выполненного совместного (ИПСМ РАН -ФГУП ВИАМ - ИМЕТ РАН) проекта РФФИ №13-08-12200 офи-м. Разработанная установка включает высокотемпературную печь, бойки из интерметаллидного сплава, выплавленные в «ФГУП ВИАМ», систему охлаждения датчика нагрузки испытательной машины, закрепленной на испытательной машине Shenck Trebel типа RMS100. УВСД-1 позволяет осуществлять пластическую деформацию образцов, в том числе совместную, из ЖНС и интерметаллидных сплавов типа ВКНА в изотермических условиях при температурах вплоть до $1250^{\circ}C$ в условиях вакуума, или инертной среды. Эксперименты по сварке давлением цилиндрических образцов диаметром 10 мм и высотой $10\div 15$ мм из интерметаллидного сплава типа ВКНА со сплавом ЭП975, помещенных в герметичный контейнер из нержавеющей стали, в котором был создан вакуум ($2\cdot 10^{-3}$ Па) проводили в условиях высокотемпературной СП деформации дискового сплава ЭП975. Эксперименты по сварке давлением в условиях низкотемпературной СП сплава ХН58МБЮД для получения неразъемного соединения осуществляли на модельных прямоугольных образцах размером $5\times 5\times (5\div 10)$ мм³ с плоской поверхностью. Сварку давлением проводили в вакууме на установке «АЛА-ТОО (тип ИМАШ 20-78)».

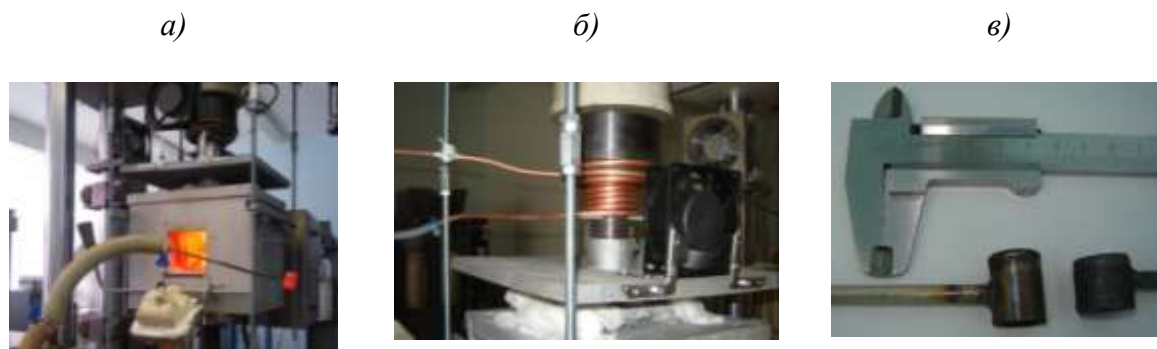


Рис. 1 – Общий вид УВСД-1 (а), системы принудительного охлаждения зоны датчика нагрузки испытательной машины Shenck Trebel типа RMS100 (б), образцов в контейнере до и после сварки давлением (в)

Шихтовые заготовки интерметаллидных сплавов выплавляли в ФГУП «ВИАМ» в вакуумной индукционной печи с основной футеровкой. Из них выращивали монокристаллы диаметром 15 мм длиной до 170 мм с заданной кристаллографической ориентацией (КГО) $\langle 001 \rangle$ методом высокоградиентной направленной кристаллизации. Микроструктуру сплавов и ТФС анализировали на оптическом микроскопе «Olimpus GX51» и сканирующем электронном микроскопе LEO 1420.

3. Результаты исследований и их обсуждение

Модельный сплав ХН58МБЮД и дисковый сплав ЭП975

На основании ранее проведенных исследований [6, 7] было показано, что условием получения ТФС из пар «дисковый сплав - лопаточный сплав» является то, что при сварке давлением деформация должна локализоваться в дисковых сплавах, имеющих в результате предшествовавшей деформационно-термической (термомеханической) обработки УМЗ структуру. Для выполнения этого условия в деформируемых сплавах ЭП975 и ЭК61 в результате деформационно-термической обработки была сформирована однородная по всему объему деформированного материала УМЗ микродуплексная структура (рис. 2 а, б). По данным световой оптической микроскопии средний размер зерен γ и γ' -фаз в сплаве ЭП975 составляет соответственно 3 и 7,8 мкм (рис. 2 в). Сформированная в

заготовках из сплава ЭП975 микродуплексная структура обеспечивает возможность реализации эффекта СП в технологическом процессе деформационной обработки данного материала, и, в частности, при сварке давлением.

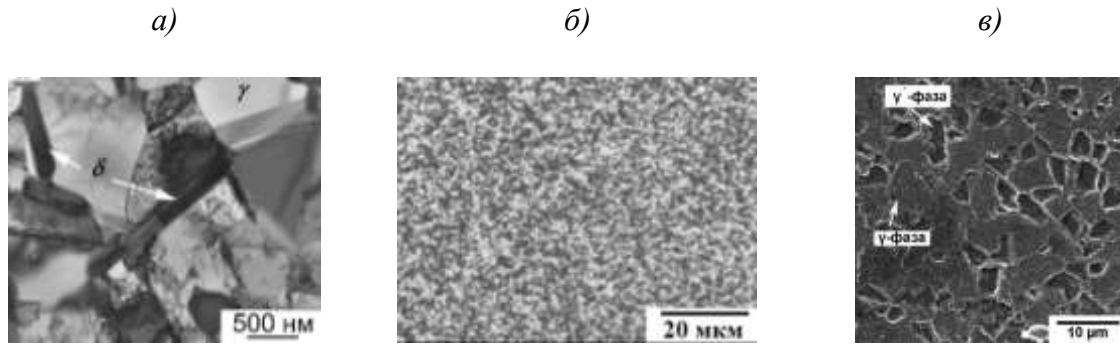


Рис. 2 – Микроструктуры дисковых сплавов ХН58МБЮД (а, б) и ЭП975 (в), сформированные после деформационно-термической обработки в двухфазной области

Литейные сплавы на основе Ni_3Al с монокристаллической структурой

Эти сплавы представляют собой естественный эвтектический композит с соотношением основных фаз γ' - Ni_3Al + (10-15) об.% γ -Ni, с некоторым избытком первичных выделений γ' - Ni_3Al (рис. 3).

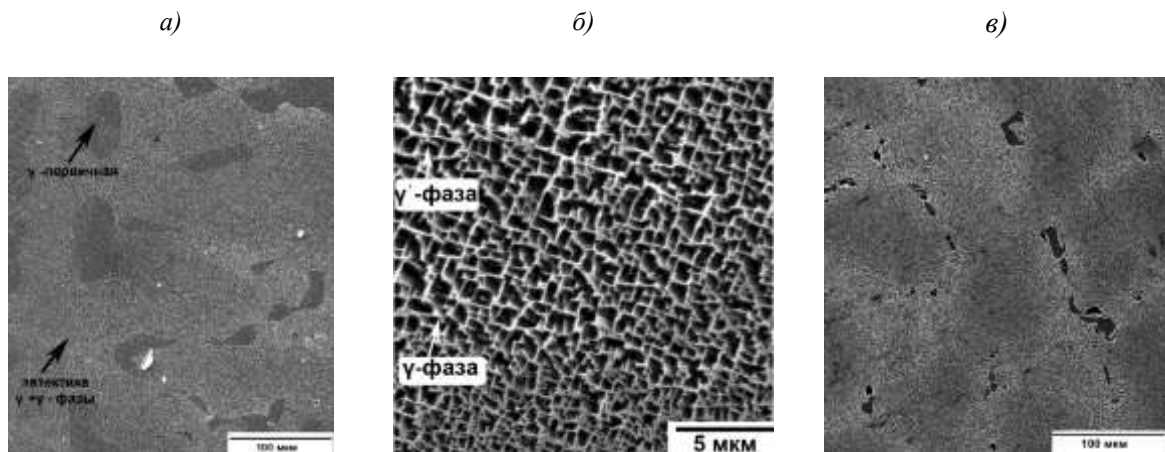


Рис. 3 – Микроструктура интерметаллидных сплавов на основе Ni_3Al в исходном состоянии: а – ВКНА-моно; б, в – ВКНА-25

Механические свойства никелевых сплавов ХН58МБЮД и ЭП975 с ультрамелкозернистой структурой

Сплав ХН58МБЮД. При сварке давлением часто используется схема одноосного сжатия. Поэтому было изучено деформационное поведение и микроструктурные изменения в УМЗ сплаве ХН58МБЮД при изотермической деформации по схеме одноосного сжатия. После изотермической осадки в интервале температур $600\div 900^{\circ}\text{C}$ было обнаружено, что структура сохраняется УМЗ и не выявляется различий по сравнению с исходным УМЗ состоянием (0,8 мкм). Исследованиями механических свойств показано, что при температурах ниже 800°C наблюдается резкое повышение напряжения течения до 1200 МПа (в 2 раза больше значения напряжения течения в исходном крупнозернистом состоянии). Увеличение температуры деформации до $950\div 1100^{\circ}\text{C}$ приводит к значительному росту среднего размера зерна до $3,1\div 21$ мкм, при этом структура сохраняется однородной. С ростом температуры существенно снижается уровень напряжения течения до 50 МПа.

Признаки низкотемпературной СП наблюдаются в интервале температур $800\div 900^{\circ}\text{C}$: Об этом свидетельствуют следующие признаки деформационного поведения данного материала:

- 1) Пониженные напряжения течения: в 3 раза меньше по сравнению с напряжением течения в исходном крупнозернистом состоянии.
- 2) Высокие значения коэффициента скоростной чувствительности $m=0,39\div 0,59$.
- 3) Структура сохраняется равноосной, однородной, изменение среднего размера зерен не превышает 10% по сравнению с кованым УМЗ состоянием.

Были проведены испытания образцов на растяжение при температуре 800°C со скоростью 10^{-3} с⁻¹, которые показали (рис. 4), что сплав ХН58МБЮД с УМЗ структурой демонстрирует признаки

низкотемпературной СП [7]. При данной температуре значения относительного удлинения составили 1431%.

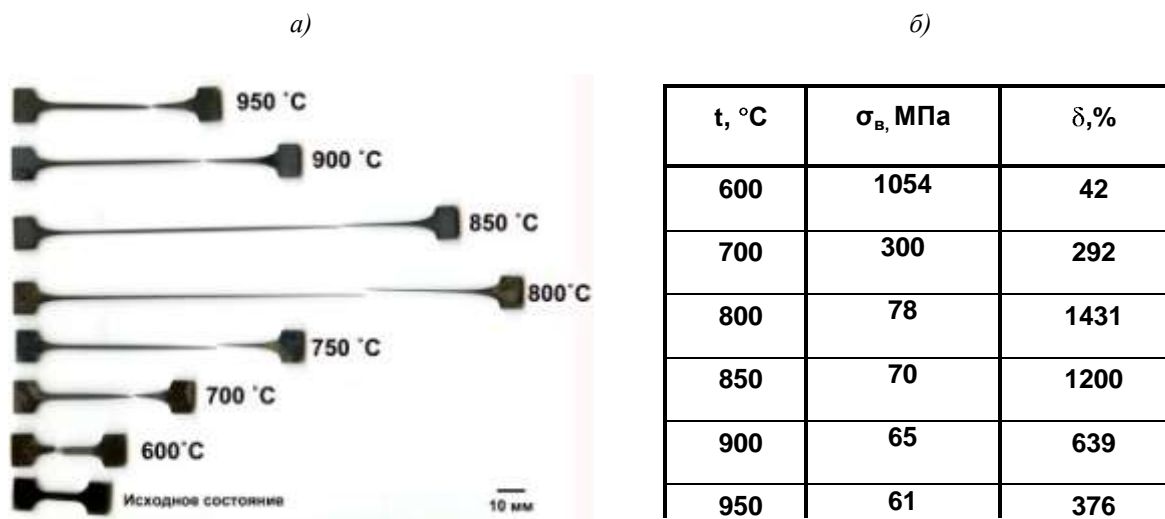


Рис. 4 – Общий вид растянутых образцов из сплава ХН58МБЮД (а) и его характеристики значений напряжения течения и относительного удлинения для различных температур деформации (б)

Сплав ЭП975. Зависимости истинных напряжений течения от температуры и степени деформации образцов из сплава ЭП975 с УМЗ структурой микродуплексного типа, деформированных по схеме одноосного сжатия, приведены на рис. 5.

Анализ деформационного поведения данного сплава показывает, что при оптимальной скорости деформации 10^{-3}с^{-1} при температурах $1080 \div 1130^\circ\text{C}$ наблюдается типичный вид зависимости напряжения течения от степени деформации, характерный для СП деформации, что согласуется с ранее полученными данными по испытаниям на растяжение [9, 10]. Коэффициент скоростной чувствительности напряжения течения $10^{-4} \div 10^{-3} \text{с}^{-1}$ составлял 0,65.

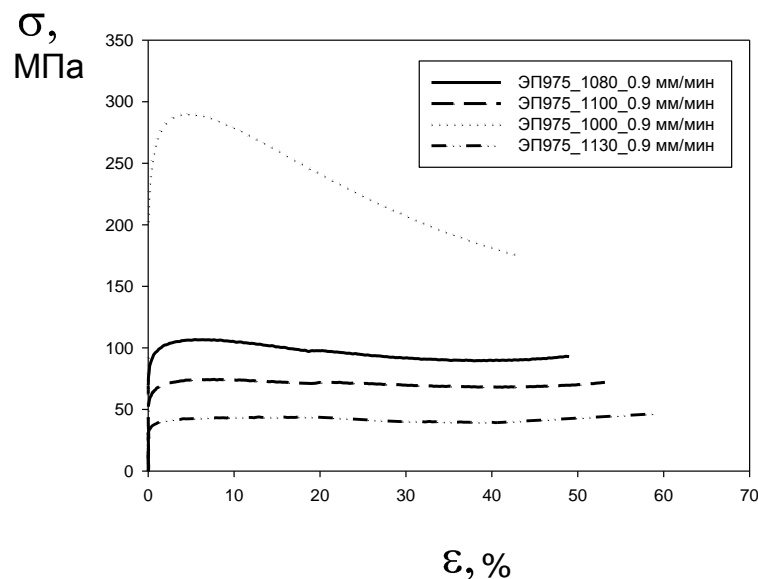


Рис. 5 – Зависимости напряжения течения от температуры и степени деформации образцов из сплава ЭП975 с УМЗ структурой

Интересно отметить, что деформация мелкозернистого сплава ЭП975 при низкой температуре (ниже 1000°C позволяет сформировать УМЗ структуру с размером зерен γ -фазы менее 1 мкм. Благодаря этому, становится возможной реализация эффекта низкотемпературной СП (рис. 6). При температуре деформации 950°C , соответствующей температуре старения этого сплава, и скорости деформации 10^{-3} с^{-1} относительное удлинение составило 1500%. В дальнейшем предполагается исследовать возможность получения ТФС в условиях низкотемпературной СП (950°C , 10^{-4} с^{-1}) сплава ЭП975. На основании вышеприведенных результатов для получения неразъемных ТФС режимы деформации выбирали таким образом, чтобы они соответствовали температурно-скоростным режимам СП деформации для УМЗ структуры исследуемых сплавов [7÷10].

а)

б)

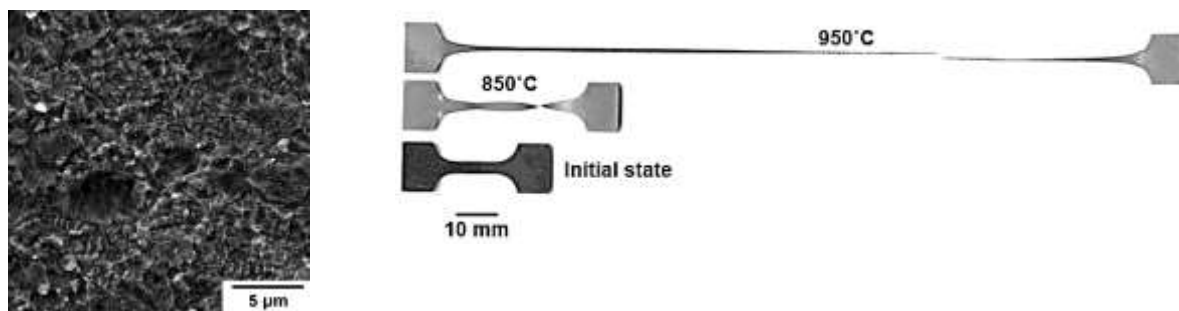


Рис. 6 – Микроструктура УМЗ сплава ЭП975 (а) и общий вид образцов после механических испытаний на растяжение (б)

Исследование микроструктуры в зоне ТФС при сварке давлением лопаточных сплавов типа ВКНА с модельным сплавом ХН58МБЮД и дисковым сплавом ЭП975. На рис. 7, 8 приведены микроструктуры зоны твердофазного соединения в интерметаллидных сплавах типа ВКНА на основе Ni_3Al с деформируемыми никелевыми сплавами ХН58МБЮД и ЭП975 [11].

Как видно из рис. 7 и 8, в обоих парах произошла твердофазная сварка интерметаллидного монокристалла с поликристаллическими гетерофазными сплавами ХН58МБЮД ($\gamma+\delta$) и ЭП975 ($\gamma+\gamma'$). В зонах ТФС обнаружены мелкие поры, которые имеют различную морфологию. В зоне ТФС в паре « Ni_3Al – моно»/ХН58МБЮД наблюдаются тонкие плоские поры (или «несплошности») на стыке обоих сплавов (рис. 7).

В зоне соединения пары ЭП975/ВКНА–моно и ЭП975/ВКНА-25 сформировалась видимая диффузионная зона шириной $\sim 3\text{--}18$ мкм (рис. 8).

а)

б)

в)

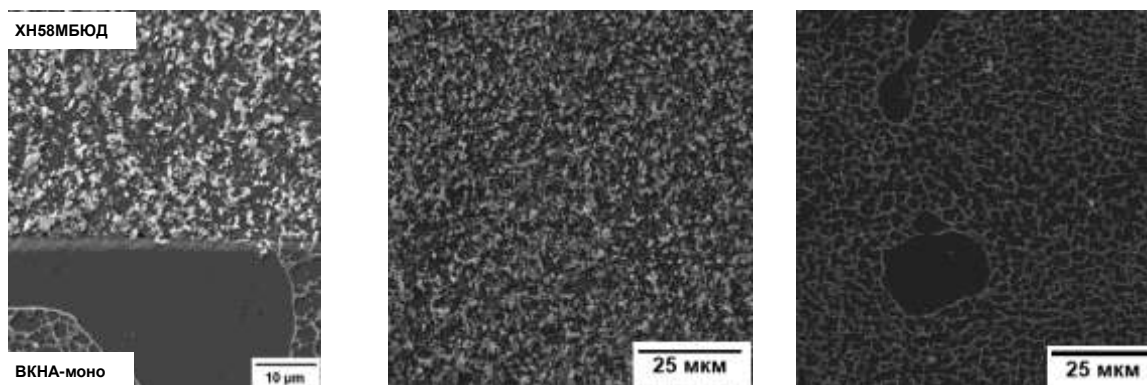


Рис. 7 – Микроструктура сварного образца в сочетании ХН58МБЮД / ВКНА-моно: а – зона ТФС ; б – ХН58МБЮД; в – ВКНА-моно

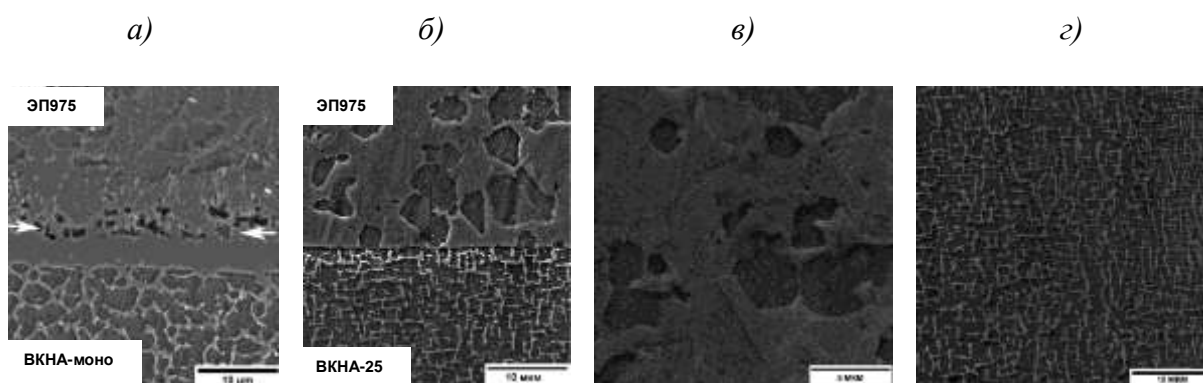


Рис. 8 – Микроструктура зоны ТФС в сочетании ЭП975/ВКНА-моно (а) и в сочетании ЭП975/ВКНА-25 (б) и микроструктура соединяемых сплавов ЭП975 (в) и ВКНА-25 (г) вдали от зоны ТФС

По результатам микрорентгеноспектрального анализа МРСА (рис. 9), установлено, что ширина такой зоны может достигать 40 мкм [12]. В зоне ТФС формируются встречные диффузионные потоки, связанные, прежде всего, с диффузией атомов металлов с маленьким атомным радиусом. Никелевый сплав ЭП975 обогащен кобальтом, вольфрамом, хромом и ниобием по сравнению с интерметаллидным сплавом и обеднен молибденом. Активно протекает диффузия кобальта ($r_{ат.}=0,125$ нм) и хрома ($r_{ат.}=0,128$ нм) из никелевого сплава ЭП975 в интерметаллидный сплав (на участке контакта с дендритом ($\gamma'+\gamma$) на глубину примерно 4–8 мкм. Активно протекает диффузия никеля ($r_{ат.}=0,124$ нм) из низколегированного интерметаллидного сплава в высоколегированный кобальтом, хромом и вольфрамом никелевый сплав. Диффузия вольфрама ($r_{ат.}=0,140$ нм) и ниобия ($r_{ат.}=0,147$ нм) в

интерметаллидный сплав, а также диффузия молибдена в никелевый сплав затруднена. Таким образом, в твердофазная сварка и лопаточного интерметаллидного сплава и дискового никелевого сплава в условиях высокотемпературной СП последнего происходит диффузионным путем с образованием γ -твердого раствора на основе никеля, который обеднен алюминием по отношению к обоим сплавам.

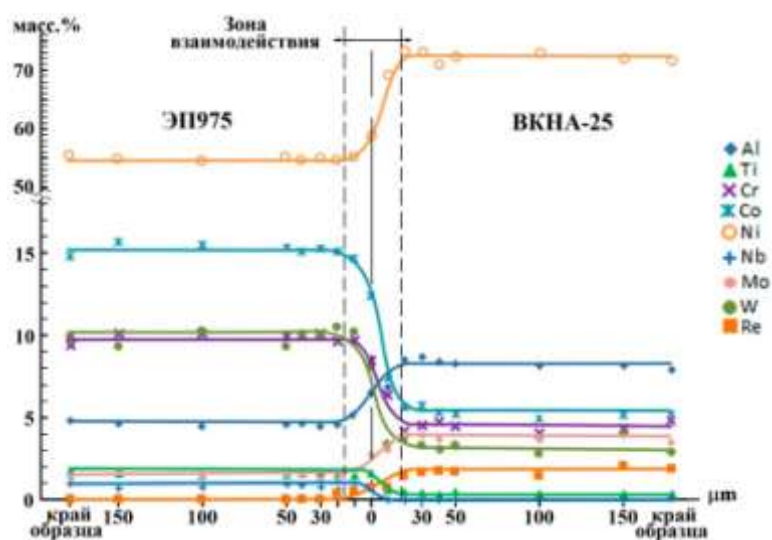


Рис. 9 – Распределение элементов в зоне ТФС ЭП975/ВКНА-25

Активизация диффузионных процессов при СП деформации способствует диффузионной сварке сплавов ХН58МБЮД и ЭП975 с литейным монокристаллическим гетерофазным сплавом на основе Ni_3Al (γ' -фазы) типа ВКНА-моно или ВКНА-25. Известно, что монокристаллы интерметаллидных сплавов типа ВКНА обладают в интервале температур 700-1150°C хорошей пластичностью (удлинение 14–40%). Это обеспечивает способность монокристаллов к умеренной локальной пластической деформации в зоне контакта, о чем свидетельствуют микроструктурные изменения в интерметаллидном сплаве, связанные с формированием рафт-структуры в зоне, непосредственно примыкающей к линии ТФС [12]. При этом в основном объеме заготовки из интерметаллидного сплава типа « Ni_3Al – моносплав» сохраняется монокристаллическая структура (рис. 6, 7). Некоторые

различия в строении ТФС в центральной части и на периферии обусловлены особенностями напряженно-деформированного состояния при деформации по схеме одноосного сжатия. В центральной приторцевой части деформируемой заготовки часто возникает зона затрудненной деформации, а в периферийной части из-за более высокого уровня напряжений имеет место интенсивная пластическая деформация.

Выводы

Впервые показано, что сварка давлением в условиях СП является эффективным методом для получения неразъемных соединений сплавов на основе интерметаллида Ni_3Al с высоколегированными жаропрочными никелевыми сплавами типа ЭП975, что свидетельствует о перспективности применения этого метода для изготовления деталей типа «Блиск».

Выявлен характер и направленность диффузионных процессов на стыке монокристаллов интерметаллидного сплава с деформируемым поликристаллическим сплавом. Показано, что ширина диффузионного слоя вглубь каждого сплава зависит от его фазового состава и параметров микроструктуры: границ (межфазных, межзеренных, междендритных) и их протяженности.

Работа выполнялась при поддержке гранта РФФИ № 18-19-00685. Экспериментальные исследования были выполнены на базе Центра коллективного пользования научным оборудованием ИПСМ РАН.

Литература

1. Логунов А.В., Шмотин Ю.Н. Современные жаропрочные никелевые сплавы для дисков газовых турбин. М., ООО «Наука и технология». 2013. 256 с.
2. Поварова К.Б., Дроздов А.А., Бунтушкин В.П., Казанская Н.К., Базылева О.А. Особолегкие жаропрочные наноструктурированные сплавы на

основе Ni_3Al для авиационного двигателестроения и энергетического машиностроения. // Вопросы материаловедения, №2 (54) 2008 г. с.85-93.

3. Магеррамова Л., Захарова Т., Громов М., Самаров В. Турбины: с «блиск»ом и без. // <http://engine.aviaport.ru/issues/02/page32.html>

4. Бычков В. М., Селиванов А. С., Медведев А. Ю. и др. Исследование свариваемости жаропрочного никелевого сплава ЭП742 Методом линейной сварки трением. – Вестник УГАГУ.- 2012. – Т. 16. - №7(52). С. 112–116.

5. Оспенникова О. Г., Рыльников В. С., Лукин В. И. и др. Способ диффузионной пайки ротора ГТД конструкции "блиск" из жаропрочных никелевых сплавов/ патент РФ № 2414350.

6. Поварова К.Б., Валитов В.А., Овсебян С.В., Дроздов А.А., Базылева О.А., Валитова Э.В. Изучение свойств и выбор сплавов для дисков с лопатками («Блисков») и способа их соединения. – Металлы. – 2014. -№5. – С. 61–70.

7. Валитова Э.В., Лутфуллин Р.Я., Валитов В.А. Влияние скорости и температуры деформации на микроструктуру и свойства ультрамелкозернистого свариваемого сплава ХН58МБЮД //Перспективные материалы. – Спец. вып. №15. – 2013. – С. 30–34.

8. Валитов В.А., Мулюков Р.Р., Ломберг Б.С., Оспенникова О.Г., Овсебян С.В., Утяшев Ф.З., Бубнов М.В. Влияние сверхпластической деформации и термической обработки на структуру и свойства дисков ГТД из гетерофазных никелевых сплавов // Статья в сб. трудов Всероссийской конференции «Современные жаропрочные деформируемые никелевые и интерметаллидные сплавы, методы их обработки» (13 ноября 2015 года, ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ г. Москва, ул. Радио, д. 17, Россия). 11 стр.

9. Валитов В.А. Сверхпластичность жаропрочных никелевых сплавов с микро-, субмикро- и нанокристаллической структурой и перспективы ее использования для получения сложнопрофильных деталей // Тяжелое машиностроение.- 2007.- №4.- С.23–28.

10. Валитова Э.В., Лутфуллин Р.Я., Мухаметрахимов М.Х., Валитов В.А. Формирование ультрамелкозернистой и нанокристаллической структуры методами интенсивной пластической деформации в никелевом сплаве ХН58МБЮД // Перспективные материалы. – Спец. вып. №15. – 2013. – С. 35–39.

11. Galieva E.V., Valitov V.A., Lutfullin R.Ya., Bikmukhametova A.A. Low-Temperature Superplasticity of the Ni-Based EK61 Superalloy and Application of this Effect to Obtain Solid Phase Joints // Defect and Diffusion Forum. – 2018. – V.385. – P. 150–154.

12. Галиева Э.В., Поварова К.Б. Дроздов А.А., Валитов В.А. Строение и свойства твердофазных соединений деформируемого никелевого сплава ЭП975 и монокристаллического интерметаллидного сплава ВКНА-25, полученных сваркой давлением со степенью деформации 24% в условиях сверхпластичности сплава ЭП975 // – Металлы. – 2018. -№6. –С. 64–72.

УДК 621.762:669.24

Разработка нового гранулируемого жаропрочного никелевого сплава ВЖ178П для перспективных авиационных ГТД

Волков А.М.¹, к.т.н.; Востриков А.В.¹, к.т.н.; Бакрадзе М.М.¹, к.т.н.

admin@viam.ru

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»), Москва

Аннотация:

Представлены результаты исследований структуры и механических свойств сплава ВЖ178П. Для изготовления использованы гранулы газовой атомизации и центробежного распыления. Рассмотрены подходы к назначению оптимальных режимов термической обработки.

Ключевые слова:

заготовка диска, ГТД, гранулы, жаропрочный никелевый сплав, горячее изостатическое прессование, ГИП, микроструктура

Введение

Важными направлениями развития авиационных газотурбинных двигателей (ГТД) являются интенсификация рабочего процесса, снижение удельного веса, повышение надежности и ресурса и т.п. Для выполнения этих задач по-прежнему необходимы новые материалы для критических узлов ГТД, к которым с полной уверенностью могут быть отнесены турбинные диски, а также диски никелевой секции компрессора [1, 2].

Одним из методов производства заготовок дисков из жаропрочных никелевых сплавов (ЖНС) является компактирование гранул методом горячего изостатического прессования (ГИП) в специальных стальных капсулах с последующей термической обработкой. В отечественной практике данная технология известна как «металлургия гранул» [3], за рубежом придерживаются традиционной формулировки «порошковая металлургия» (PM – powder metallurgy) [4, 5].

Несмотря на то, что первые работы по исследованию особенностей производства заготовок дисков из гранул ЖНС были осуществлены за рубежом в 70-ые, а в СССР – в 80-ые годы XX века, усложнение легирования, необходимость дальнейшего повышения механических свойств, развитие экспериментальной и производственной базы и др. не снижают актуальности исследований влияния различных факторов технологических процессов на структуру и свойства гранулируемых ЖНС для дисков ГТД [6, 7].

В данной работе обобщен опыт работы ФГУП «ВИАМ» в данном направлении применительно к новому гранулируемому ЖНС для дисков, получившем марку ВЖ178П, готовящемуся в настоящее время к паспортизации и началу поставки опытных партий заготовок дисков отечественным авиадвигателестроительным организациям.

Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 10.2: Изотермическая деформация на воздухе нового поколения

гетерофазных труднодеформируемых жаропрочных сплавов («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [8].

Материал и методика проведения работы

Слитки жаропрочного никелевого сплава системы Ni–Co–Cr–W–Al–Mo–Nb–Ti–Ta–Hf–C выплавляли в вакуумной индукционной печи. Разливку расплава проводили в стальные трубы с утеплительной втулкой. Литые заготовки подвергали абразивной и токарной обработке, прецизионному шлифованию [9, 10].

Гранулы получали на установке УЦР-4 методом плазменной плавки и центробежного распыления литых быстровращающихся заготовок (plasma rotate electrode process – PREP), а также на атомайзере Hermiga 10/100 VI методом газовой атомизации (распыление расплава аргоном). Для формирования плотного прутка под распыление методом PREP проводили вакуумный дуговой переплав исходных слитков. Для получения фракции – 100 и –70 мкм проводили рассев на тканых металлических ситах.

Полученными гранулами заполняли экспериментальные и полноразмерные стальные капсулы. ГИП проводили в однофазной области, используя газостаты QIN-16 и QIN-250 производства фирмы ASEA, Швеция. Термическую обработку (закалку и старение) проводили в камерных печах сопротивления.

Образцы для микроструктурных исследований подготавливали механической шлифовкой и полировкой на установке фирмы Struers в полуавтоматическом режиме, травление проводили в реактиве Васильева. Микроструктуру исследовали на оптическом микроскопе Olympus GX 51 и растровом электронном микроскопе Hitachi SU 8010. Испытания на растяжение, ударный изгиб, длительную прочность и малоцикловую усталость проводили по стандартным методикам (ГОСТ 1497, ГОСТ 9454, ГОСТ 10145. ГОСТ 25.502).

Результаты и обсуждение

На основе анализа опыта предыдущих исследований по разработке гранулируемых версий дисковых ЖНС на базе деформируемых (таблица 1) основными направлениями при выборе химического состава нового сплава являлись: повышение содержания γ' -образующих элементов (Al, Ti, Nb), контроль содержания углерода и добавление сильных карбидообразователей (Hf, Ta).

Таблица 1

Химический состав деформируемых (деф.) и гранулируемых (гр.) дисковых сплавов [11, 12, 13]

Марка сплава	Технология	Содержание, % мас. (Ni – основа)										
		Cr	Co	W	Mo	Al	Ti	Nb	Hf	V	B	C
ЭП741	деф.	9,2	16,0	6,7	2,2	4,8	1,4	1,7	–	–	0,02	0,08
ЭП741П	гр.	9,7	16,0	6,7	2,6	4,8	1,5	1,4	–	–	0,02	0,06
ЭП741НП	гр.	8,7	15,7	5,5	3,8	5,0	1,8	2,6	0,3	–	0,015	0,04
ЭП962	деф.	13,5	10,5	2,7	4,6	3,6	2,7	3,4	–	0,3	0,01	0,12
ЭП962П	гр.	13,5	9,0	2,7	4,6	3,8	2,7	3,4	0,2	0,4	0,015	0,06
ЭП975	деф.	8,2	14,6	10,2	1,2	4,8	2,4	1,5	–	–	0,02	0,13
ЭП975П	гр.	9,0	11,0	9,5	2,8	5,2	1,9	2,0	0,7	–	0,02	0,06
ЭК151	деф.	11,0	15,0	3,0	4,5	3,8	2,8	3,2	–	0,6	0,01	0,06
ВВ751П	гр.	11,0	15,0	3,0	4,5	4,0	2,8	3,2	0,05	0,6	0,015	0,06

Учитывая большой объем исследований по дисковым сплавам ВЖ175 и ВЖ177 [14, 15, 16, 17], ФГУП «ВИАМ» был разработан химический состав гранулируемого сплава ВЖ178П, отличающегося повышенным содержанием W, Al и добавлением Hf и Ta. Следуя общемировым тенденциям повышения углерода в дисковых ЖНС (таблица 2), его содержание в новом сплаве увеличили до ~0,1%, что соответствует уровню деформируемых сплавов аналогичного назначения.

Содержание углерода и уровень механических свойств
в зарубежных гранулируемых жаропрочных никелевых сплавах [12]

Марка сплава	Год первой публикации в открытых источниках	Содержание С, % мас.	Предел прочности при 20 °С, σ_B , МПа	Предел 100-часовой длительной прочности при 650°С, σ_{100} МПа
N18	1986	0,02	1500	1000
René 88DT	1990	0,03	1570	1000
Me 3	2001	0,04	1650	~1060

Исследование свойств нового сплава и подбор режимов ГИП, ТО, а в ряде случаев и изотермической деформации, проводили на гранулах, полученных методом газовой атомизации. Связано это было в первую очередь с тем, что на атомайзере Hermiga 10/100 VI за один цикл возможно произвести до 15 кг порошка, кроме того к литым заготовкам не предъявляется особых требований по геометрии и качеству поверхности в отличие от установок типа УЦР. Это весьма актуально на стадии отработки технологии производства.

Была исследована такая особенность материала как отсутствие роста зерна при увеличении температуры ГИП. Для формирования зерна компактированного материала крупнее, чем $\sim 1/3$ от максимального размера исходных гранул ($\sim 1/2$ от среднего размера, d_{50}) необходимо поднять температуру ГИП практически до уровня солидуса. Для сравнения при использовании гранул, полученных методом PREP, активный рост зерна начинается при температурах на 15–20°С ниже. Наложение после ГИП дополнительной изотермической деформации принципиально не меняет картину рекристаллизации сплава, а лишь интенсифицирует данный процесс. При прочих равных, зерно в материале, изготовленном из гранул газовой атомизации, растет в меньшей степени по сравнению с материалом из гранул центробежного распыления, независимо от наличия или отсутствия обработки давлением после ГИП [18].

Особенность метода газовой атомизации, а именно распыление расплава газом, имеющим высокое давление и скорость, приводит к тому, что в гранулах при определенных условиях может наблюдаться закрытая аргонная пористость (рисунок 1 а). При ГИП в результате воздействия высокого давления и прохождения рекристаллизации данные поры устраняются, и формируется однородный компакт (рисунок 1 б). При нагреве материала в однофазной области газ, раскрывает области, в которых он зажат, и формируется пористость объемной долей около 0,1% (рисунок 1 в). Это приводит к существенному снижению предела прочности, ударной вязкости и некоторых других механических характеристик (таблица 3). Для сохранения свойств материала, изготовленного из гранул газовой атомизации закалку необходимо проводить на 30–40°С ниже сольвуса сплава, использовать мелкие фракции гранул и оптимизировать процесс распыления.

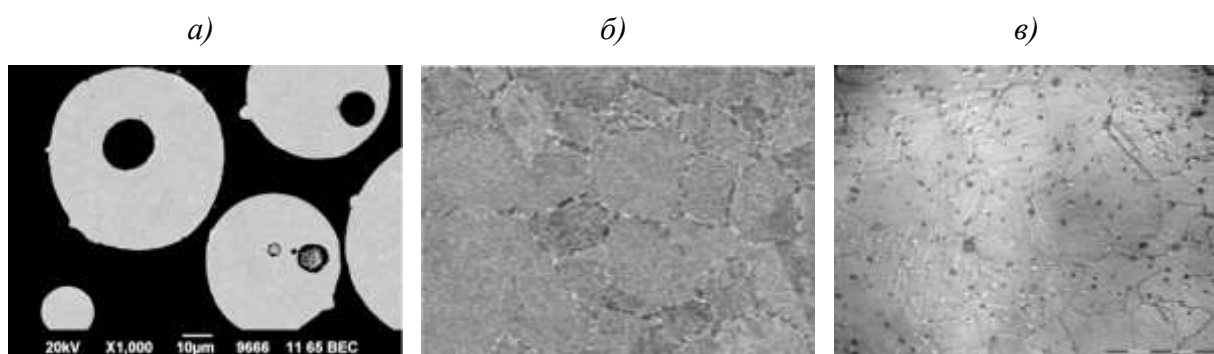


Рис. 1 – Пористость при использовании гранул газовой атомизации, $\times 1000$:

а – исходные гранулы, б – компакт после ГИП,
в – материал после закалки из однофазной области

Таблица 3

Средние механические свойства ЖНС, изготовленного из гранул газовой атомизации, после ГИП и термической обработки с различной температурой закалки

Температура закалки	Механические свойства при 20°С					Время до разрушения при $\sigma_{650^{\circ}\text{C}}=1118$ МПа
	σ_b	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	КСУ	
	МПа		%		Дж/см ²	
$T_{\text{ПР}} - 30^{\circ}\text{C}$	1570	1190	12	13	25	80
$T_{\text{ПР}} + 10^{\circ}\text{C}$	1540	1200	10	11	20	90

После подбора оптимального химического состава сплава, режимов ГИП и закалки, которые проводили в однофазной области, дальнейшие исследования осуществляли на полноразмерных заготовках дисков диаметром 500 мм и массой около 70 кг, изготовленных из гранул, полученных методом центробежного распыления литых заготовок (рисунок 2).

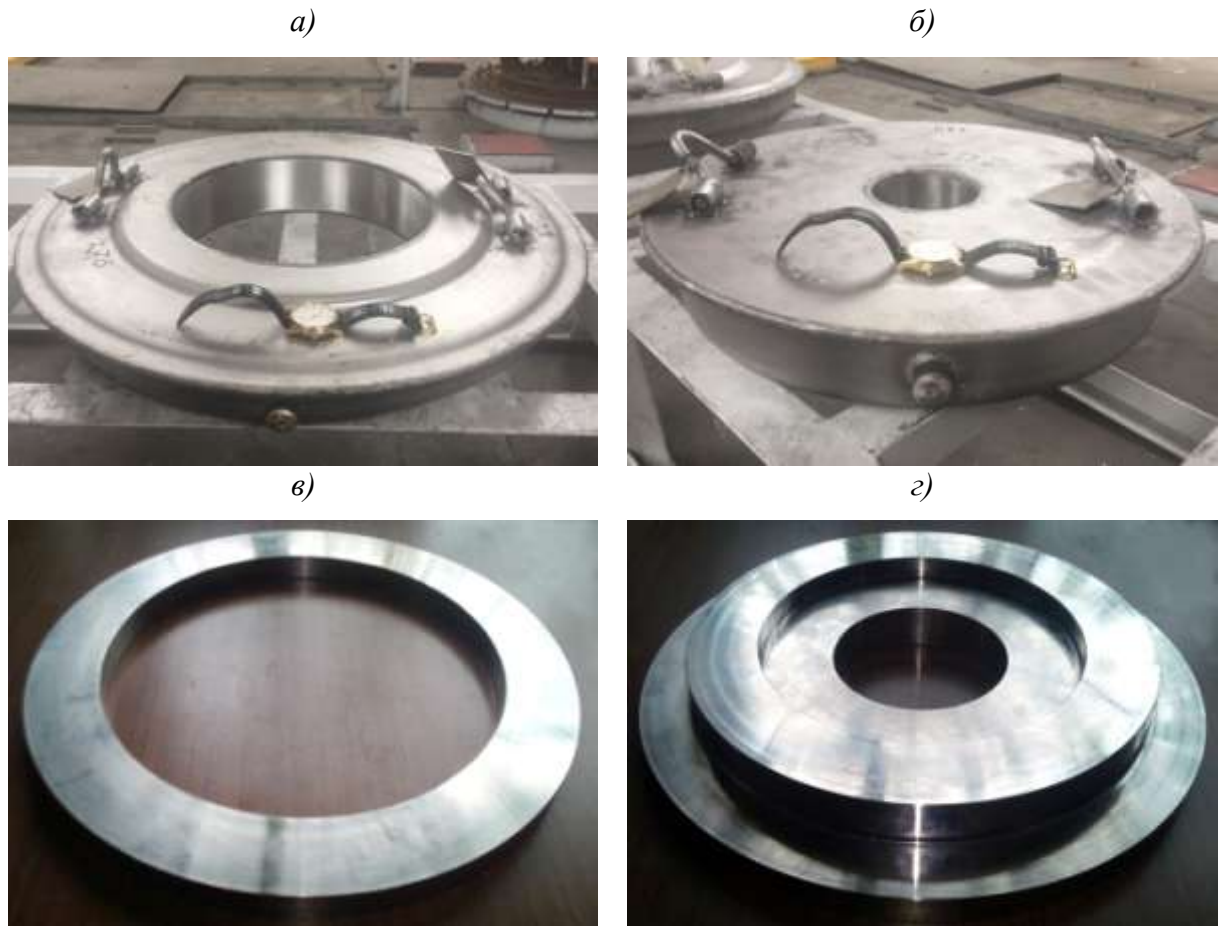


Рис. 2 – Полноразмерные заготовки дисков из высокожаропрочного никелевого сплава марки ВЖ178П: а, б – перед ГИП; в, г – после механической обработки

В связи с высоким содержанием углерода в сплаве (~0,1 % мас.) наиболее сложным этапом стала разработка оптимальных режимов старения, обеспечивающих баланс между пластическими и прочностными характеристиками. В результате исследования различных режимов старения и установления связи между формируемой структурой и механическими свойствами было определено, что для исследуемого сплава максимум выделения вторичных карбидов находится около 800°C. При старении выше данной температуры формируются зернограничные сетки карбидных фаз, что

существенно снижает пластические характеристики и ударную вязкость. Однако с увеличением доли карбидных фаз возрастает время до разрушения при испытаниях на длительную прочность при 750°C [19].

Был разработан режим старения при котором размер γ' -фазы составляет около 0,25 мкм, а размер зернограничных карбидов (темные фазы на рисунках 3 а и 3 б) – менее 1 мкм. Между кубоидами γ' -фазы располагаются также наноразмерные сферические частицы γ' -фазы (рисунок 3 в).

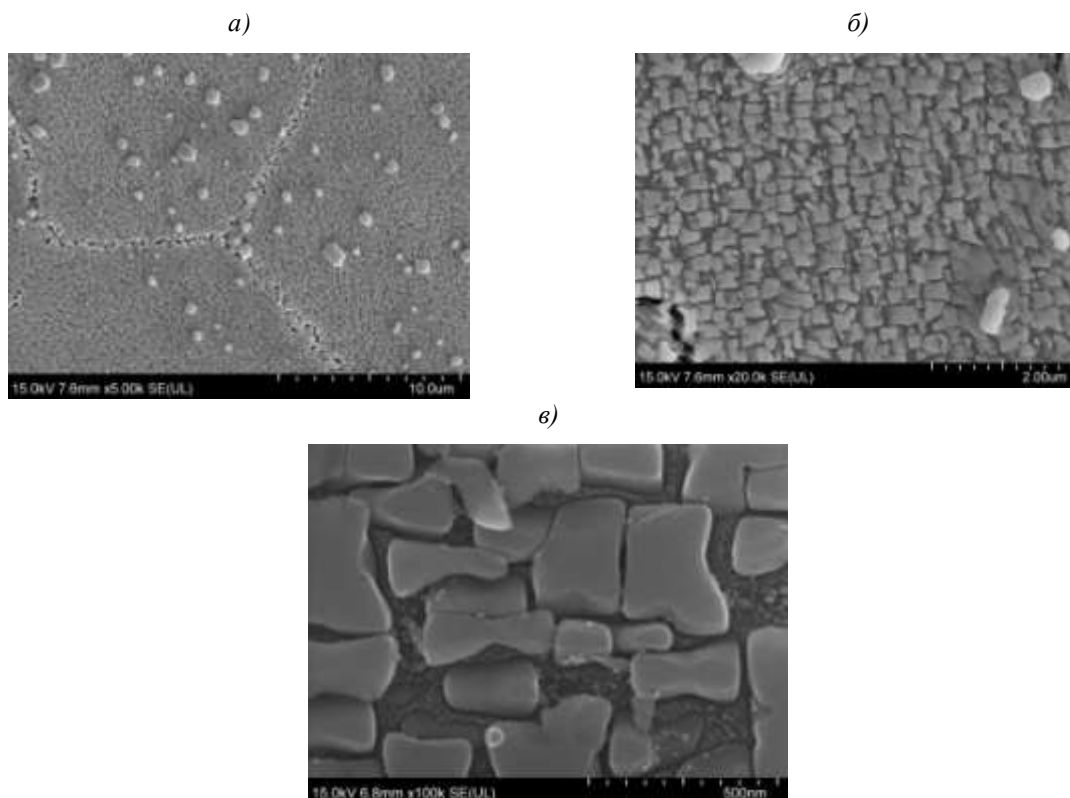


Рис. 3 – Микроструктура сплава ВЖ178П после оптимального режима старения, СЭМ: а – $\times 5000$; б – $\times 20\,000$; в – $\times 100\,000$

Направления дальнейших исследований

Разработка сплава не может быть отделена от технологии производства из него заготовок или деталей, разработанных под конкретное изделие. В этом проявляется принцип «материал – технология – конструкция» [20]. Применительно к дискам перспективных ГТД остро стоит проблема изготовления крупногабаритных (диаметром свыше 650 мм) массивных (более 150 кг) сложнопрофильных заготовок с развитой ступичной частью. Традиционно во всем моторокомплексе двигателя наибольшими размерами и весом обладают диски 1 ступени турбины высокого давления. Для

разрабатываемого в настоящее время в России пассажирского двигателя большой тяги данная деталь имеет диаметр ~750 мм и массу ~200 кг. Сопоставимые габариты могут иметь и диски для перспективного двигателя сверхзвукового пассажирского самолета.

Производство подобных заготовок методом деформации слитка из новых высоколегированных ЖНС – крайне сложная задача. Наиболее целесообразно на данном этапе развития технологий применять для таких деталей гранульный маршрут производства. При этом менее энерго-, металло- и трудоемкой технологией будет использование прямого ГИП без последующей дополнительной деформации компакта. Гранулы должны быть произведены центробежным распылением литых заготовок (методом PREP). Причина заключается в том, что они обладают более высокой текучестью по сравнению с гранулами газовой атомизации, что весьма критично при заполнении сложнопрофильных стальных капсул. Отсутствие внутригранульной пористости позволяет проводить закалку из однофазной области и отказаться от изотермической деформации.

Однако изготовление из гранул по технологии прямого ГИП заготовок дисков диаметром около 1400 мм, необходимых, например, для секции турбины низкого давления, в настоящее время в России невозможно. Связано это с тем, что наибольший диаметр промышленных газостатов, доступных в России, составляет 1100–1200 мм. Учитывая усадку капсулы в процессе ГИП, механическую обработку и прочее, максимальный диаметр чистой заготовки составит 900–950 мм. Наиболее вероятный маршрут изготовления такой детали будет включать в себя получение методом ГИП цилиндрического прутка или заготовки под осадку и его дальнейшую многоступенчатую горячую деформацию. Для этого целесообразно использовать гранулы газовой атомизации. При этом такие их особенности как меньший размер частиц, высокий выход годного по фракции менее 63 мкм будут выгодны для последующей деформации массивной заготовки.

Кроме того, технология ГИП + деформация может быть применена и для малогабаритных высоконагруженных дисков, так как она позволяет повысить уровень прочных свойств материала и сопротивления МЦУ (таблица 4).

Таблица 4

Средние механические свойства материала малогабаритных заготовок (шайба 15 кг) из ЖНС, изготовленного по различным технологиям

Гранулы	Технология	Механические свойства при 20 °С					Время до разрушения при $\sigma^{650^{\circ}\text{C}}=1118$ МПа	МЦУ при 650 °С «мягкий» цикл $f = 1$ Гц
		σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	КСУ		
		МПа		%		Дж/см ²		
газовая атомизация	ГИП	1540	1200	10	11	20	90	1157
	ГИП + деф.	1600	1250	12	13	25	110	1225
PREP	ГИП	1570	1200	13	15	27	300	1177
	ГИП + деф.	1670	1270	16	14	32	200	1275

Заключение

По результатам проведенных исследований разработан высокожаропрочный гранулируемый сплав нового поколения на никелевой основе марки ВЖ178П и комплексная технология производства заготовок дисков, обеспечивающая высокий уровень механических свойств со средними значениями показателей: $\sigma_{0,2}^{20} \geq 1200$ МПа, $\sigma_{100}^{650} \geq 1118$ МПа, $\sigma_0^{650} \geq 1177$ МПа на базе $N=10^4$ циклов, что превышает уровень сплавов-аналогов (таблица 5).

Механические свойства разработанного сплава марки ВЖ178П в сравнении с жаропрочными никелевыми сплавами-аналогами (средние значения)

Сплав	Механические свойства, 20°C					Длительная прочность $\sigma_{100\text{ч}}^{650^\circ\text{C}}$	МЦУ при 650 °C f = 1 Гц, N = 10 ⁴ циклов
	σ_b	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	KCU		
	МПа		%		Дж/см ²	МПа	
ВЖ178П	≥1570	≥1200	≥13	≥15	≥27	≥1118	≥1177
ВЖ175	1570	1177	14	17	37	1050	1275
ВЖ175У	1570	1157	15	15	36	1055	1177
ВЖ177	1555	1005	16	17,5	38	1050	1170
ВВ751П	1545	1173	14,5	15	28	1084	1099
ВВ750П	1501	1086	19,5	20	44	1084	1120

В настоящее время работы по данному сплаву продолжают в части его общей квалификации (паспортизации), разработке технологии производства крупногабаритных заготовок дисков, в т. ч. и с применением дополнительной деформации компакта (технология ГИП + деформация).

Литература

1. Симс Ч.Т., Столофф Н.С., Хагель У.К. Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок. / Пер. с англ. в 2 кн. Кн. 1. Под ред. Шалина Р.Е. М.: Металлургия, 1995. 384 с.
2. Иноземцев А.А., Сандарский В.Л. Газотурбинные двигатели. Пермь: ОАО «Авиадвигатель», 2006. 1204 с.
3. Иноземцев А.А., Аношкин Н.Ф., Башкатов И.Г., Гарибов Г.С., Коряковцев А.С. Применение дисков из гранул жаропрочных никелевых сплавов в серийных ГТД авиационной и наземной техники // Перспективные технологии легких и специальных сплавов. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2006. С. 371–376.
4. Гессингер Г.Х. Порошковая металлургия жаропрочных сплавов / Пер.

- с англ. Челябинск: «Металлургия», Челябинское отделение, 1988. 320 с.
5. Reed R.C. The Superalloys Fundamentals and Applications. UK, Cambridge: Cambridge University Press, 2006. 372 p.
 6. Ножницкий Ю.А. Проблемы применения гранулируемых сплавов в перспективных ГТД // Технология легких сплавов, 2007. №4. С. 13–20.
 7. Гарибов Г.С. Перспективы развития отечественных дисковых гранулируемых жаропрочных никелевых сплавов для новых образцов авиационной техники // Технология легких сплавов, 2017. № 1. С. 7–28.
 8. 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. С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
 9. Каблов Е.Н., Сидоров В.В., Ригин В.Е. Metallurgy of cast heat-resistant alloys // 75 лет. Авиационные материалы. М.: ВИАМ, 2007. С.125–132.
 10. Давыдов А.К., Кононов С.А., Батулин А.И., Фаткуллин О.Х. Производство турбинных дисков по технологии металлургии гранул // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением, 2008. № 5. С. 21–22.
 11. ГОСТ Р 52802–2007. Сплавы никелевые жаропрочные гранулируемые. Марки М.: Стандартинформ, 2006. 10 с.
 12. Логунов А.В., Шмотин Ю.Н. Современные жаропрочные никелевые сплавы для дисков газовых турбин (материалы и технологии). М.: Наука и технология, 2013. 264 с.
 13. ГОСТ 5632-2014. Легированные нержавеющие стали и сплавы коррозионно-стойкие, жаростойкие и жаропрочные. Марки М.: Стандартинформ, 2015. 52 с.

14. Филонова Е.В., Бакрадзе М.М., Кочубей А.Я., Вавилин Н.Л. Исследование изменений структурно-фазового состояния сплава ВЖ175 в процессе горячей деформации и термической обработки // Авиационные материалы и технологии, 2014. №3. С. 10–13. DOI: 1018577/2071-9140-2014-0-3-10-13.
15. Чабина Е.Б., Ломберг Б.С., Филонова Е.В., Овсепян С.В., Бакрадзе М.М. Изменение структурно-фазового состояния жаропрочного деформируемого никелевого сплава при легировании танталом и рением // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2015. №9. ст.03 URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 02.11.2018 г.). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-9-3-3.
16. Буякина А.А., Летников М.Н., Бакрадзе М.М., Шугаев С.А. Влияние термомеханической и термической обработки на структуру и свойства сплава ВЖ177 // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2016. №10. Ст.02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 02.11.2018 г.). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-10-2-2.
17. Чабина Е.Б. Влияние микролегирования лантаноидами на особенности формирования структуры границ зерен и межфазных границ γ/γ' жаропрочного никелевого сплава типа ВЖ175 // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн., 2017. №2. Ст.09. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 02.11.2018 г.). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-2-9-9.
18. Бакрадзе М.М., Волков А.М., Шестакова А.А., Летников М.Н., Бубнов М.В. Особенности изменения размера зерен в дисковом гранулируемом жаропрочном никелевом сплаве, произведенном по различным технологиям // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2018. №2. Ст.01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 02.11.2018 г.). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-2-1-1.
19. Волков А.М., Шестакова А.А., Востриков А.В., Бакрадзе М.М.,

Пустынников Т.О. Влияние температуры старения на выделение карбидных фаз по границам зерен в гранулируемом жаропрочном никелевом сплаве // Вопросы материаловедения, 2018. № 3(95).

20. Каблов Е.Н. Ключевая проблема – материалы // Тенденции и ориентиры инновационного развития России. М.: ВИАМ, 2015. С. 458–464.

УДК 669

Разработка технологии высокотемпературной диффузионной пайки конструкции типа «блиск» из разноименных жаропрочных никелевых сплавов

Оспенникова О.Г.¹, д.т.н.; Афанасьев-Ходыкин А.Н.¹; Галушка И.А.¹

admin@viam.ru

¹*Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»), Москва*

Аннотация:

В статье представлены результаты работ по изготовлению рабочего колеса ГТД конструкции типа «блиск» из никелевых жаропрочных сплавов в разноименном сочетании методом высокотемпературной пайки. Разработан припой и технология пайки сплавов ВКНА-25 и ЭП975, применительно к изготовлению конструкции типа «блиск». Проведены натурные испытания образца демонстратора конструкции типа «блиск».

Ключевые слова:

пайка, диффузионная пайка, припой, жаропрочные никелевые сплавы, ротор ГТД, биметаллическая конструкция типа «блиск».

Введение

В настоящее время в авиации в качестве силовой установки наибольшее распространение получили газотурбинные двигатели. Такие характеристики, как удельная тяга и повышенный эксплуатационный ресурс являются одними из определяющих, когда заходит речь об эффективности конечного изделия. Увеличение этих характеристик возможно благодаря уменьшению массы двигателя и его подвижных частей. Наиболее перспективным является снижение массы рабочего колеса турбины, работающего на высоких оборотах.

Традиционно, для соединения лопаток с диском ротора ГТД применяется механическое разъемное соединение. Подобное соединение характеризуется высокими контактными напряжениями, возникающими в процессе работы. Для развития площади контакта и снижения уровня контактных напряжений применяется замковое соединение типа «елочка». Подобная конструкция замкового соединения, обеспечивает минимальный уровень контактных напряжений, однако значительно увеличивает сечение лопаток и обода диска в месте соединения.

Одним из путей решения данной проблемы является замена разъемного механического соединения диска с лопатками на неразъемное, обеспечивающее более равномерное распределение нагрузки в зоне контакта. Применение неразъемного соединения лопаток с диском обеспечит снижение массогабаритных показателей соединительных частей диска и лопаток при сохранении требуемого уровня прочности соединения. Подобное решение также позволяет снизить массогабаритные показатели ступицы и полотна диска за счет уменьшения центробежной нагрузки и исключает необходимость применения дополнительных стопорных крепежных элементов лопаток. Все это позволит значительно снизить массу и повысить надежность одного из ключевых элементов ГТД – рабочего колеса ротора. Теоретические исследования показывают, что суммарное

снижение массы диска за счет применения неразъемного соединения может достигать 30%.

При создании современного ГТД, отвечающего высоким техническим требованиям, для изготовления деталей ротора ГТД (диска и лопаток) выбирают материалы исходя из условий их работы. Рабочие лопатки длительно работают при температурах до 1150°C и требуют высокое сопротивление ползучести. Наиболее полно этим требованиям соответствуют литейные монокристаллические никелевые жаропрочные сплавы. Диски колес ГТД, в свою очередь, работают при относительно невысоких температурах (до 850°C), но должны обладать высокой длительной прочностью и усталостью. Помимо этого материал диска должен поддаваться обработке давлением для получения крупногабаритных деталей сложной формы. Наиболее полно этим требованиям отвечают никелевые жаропрочные деформируемые сплавы. Поэтому для реализации технологии изготовления конструкции типа «блиск» с применением неразъемного соединения диска с лопатками необходима разработка технологии получения высокопрочного неразъемного соединения из разноименных никелевых жаропрочных сплавов.

Применение традиционных методов сварки плавлением подобного сочетания жаропрочных сплавов невозможно, ввиду жесткого термического воздействия, образования грубой литой структуры, а также образования горячих трещин из-за высокого содержания γ' фазы при сварке. Что приводит к значительному снижению прочностных характеристик соединяемых материалов. Поэтому в качестве технологии получения высокопрочного неразъемного соединения могут быть использованы: горячее изостатическое прессование (ГИП) порошкового диска совместно с лопатками, линейная сварка трением, диффузионная сварка и диффузионная пайка.

Применение метода ГИП, для изготовления конструкции типа «блиск», требует изготовления сложной оснастки, обеспечивающей точное расположение лопаток друг относительно друга. Технологии сварки в

твердой фазе методами линейной сварки трением и диффузионной сварки, приводят к рекристаллизации монокристаллических лопаток в месте соединения вследствие пластической деформации соединяемых материалов, что также приводит к их значительному разупрочнению.

Технология диффузионной пайки применительно к конструкции типа «блиск» лишена вышеперечисленных недостатков. Кроме того, данный метод получения неразъемных соединений обладает такими преимуществами, как: получение всех паяных соединений диска с лопатками за одну технологическую операцию, отсутствие повышенных требований к подготовке соединительных поверхностей, не требует специального дорогостоящего оборудования, обеспечивает возможность проведения ремонта с вырезкой изношенных лопаток. Для реализации технологии высокотемпературной диффузионной пайки применительно к конструкции типа «блиск», выполненной из разноименного сочетания никелевых жаропрочных сплавов необходимо: разработать состав припоя, отработать режим пайки и последующей термической обработки конструкции. Весь этот комплекс задач должен обеспечить качественное, равномерное заполнение соединительных зазоров расплавом припоя, диффузионное отверждение припоя и гомогенизацию паяного шва при условии формирования оптимальной структуры соединяемых материалов.

Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 10.9: Разработка технологий пайки новых супержаропрочных никелевых сплавов и истираемого уплотнительного материала и комплексных технологий получения порошковых припоев на основе никеля и титана, лент на органической связке порошков припоев («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года»).

Материалы и методы

Для изготовления лопаток РК был выбран никелевый жаропрочный сплав ВКНА-25 с монокристаллической структурой. В качестве материала

диска был выбран сплав ЭП975, как один из наиболее жаропрочных деформируемых никелевых сплавов с рабочей температурой до 975°C.

Оценка технологических характеристик опытных и серийных припоев оценивалась на двух типах образцов: плоская шайба и образец с клиновым зазором, образованным двумя пластинами соединяемых материалов. На плоских шайбах определялись угол смачивания по ГОСТ 23904-79 и эрозионная активность припоев по отношению к сплавам ВКНА-25 и ЭП975. На образцах с клиновым зазором оценивалась величина сборочного зазора, обеспечивающего диффузионное отверждение припоя при различных режимах термической обработки. Микроструктура паяного соединения исследовалась методами оптической металлографии и растровой электронной микроскопии. Оценка прочности проводилась на образцах Н03-025, по ГОСТ 10145-81, ГОСТ1497-84, ГОСТ 9651-84 изготовленных из спаянных встык цилиндрических заготовок сплавов ВКНА-25 и ЭП975.

Проведение испытаний образца-демонстратора конструкции типа «блиск» проводились на базе АО «ОДК-Климов» по программе испытаний серийных изделий с выполнением контрольных замеров вибраций, давления и температуры в разгонной камере.

Результаты

Учитывая особенности соединяемых сплавов (ЭП975, ВКНА-25) и режимов их термических обработок, для пайки были опробованы различные серийные припои (ВПр24, ВПр47, ВПр48), а также опытные композиции. Выбор режимов пайки сплавов ЭП975 и ВКНА-25 производился исходя из следующих основных требований:

– температура пайки должна быть ниже температуры рекристаллизации сплава ВКНА-25;

– режимы пайки должны быть совместимыми с режимами термической обработки сплавов ЭП975 и ВКНА-25.

Выбор оптимального припоя производился из результатов оценки технологических характеристик припоев на сплавах ЭП975 и ВКНА-25. Результаты исследований представлены в таблице 1.

Таблица 1

Результаты оценки технологических характеристик серийных и опытных припоев на сплавах ЭП975 и ВКНА-25

Припой	Угол смачиваемости, °		Эрозия, мкм	
	ЭП975	ВКНА-25	ЭП975	ВКНА-25
ВПр24	8	10	90	0
ВПр47	4	5	0	0
ВПр48	6	8	50	60
пл.17	9	12	80	70
пл. 27	2	2	400	80
пл.58	3	5	300	30
пл.74 (ВПр56)	6	7	80	20

Из приведенных данных видно, что наилучшим комплексом технологических характеристик обладает опытная композиция пл. 74, которой была присвоена марка ВПр56. Данный припой обеспечивает минимальное эрозионное воздействие на паяемые материалы и обладает удовлетворительными характеристиками смачиваемости по отношению к соединяемым материалам.

Во ФГУП «ВИАМ» разработана технология изготовления припоя ВПр56 в виде порошков методом газоструйного распыления на установке HERMIGA 10/100 VI. Разработанная технология обеспечивает получение порошков со сферической формой гранул, низким содержанием кислорода (<0,01%), а также обеспечивает получение порошков с узким гранулометрическим составом (10–40 и 40–100 мкм) с высоким выходом годного (до 85%). Для повышения технологичности использования и обеспечения точной дозировки припоя была разработана технология изготовления лент порошкового припоя ВПр56 на органическом связующем, обеспечивающая получение эластичных лент толщиной 0,4–5,0 мм. Их

применение позволяет точно дозировать припой при пайке и за счет наличия специального клеевого слоя точно позиционировать припой относительно паяемых деталей, что очень важно при одновременном формировании большого количества соединений, характерного для рабочего колеса ротора ГТД.

При разработке технологии диффузионной пайки необходимо проведение выбора режима гомогенизационного отжига, обеспечивающего выравнивание химического состава припоя и соединяемых материалов в паяном шве для повышения прочности паяного соединения. Оптимальный режим диффузионного отжига выбирался по изменениям микроструктуры и прочности паяного соединения. Характеристики диффузионного взаимодействия сплавов ЭП975 и ВКНА-25 с припоем ВПр56 при различных режимах ТО приведены в таблице 2.

Таблица 2

Характеристики диффузионного взаимодействия сплавов ЭП975 и ВКНА-25 с припоем ВПр56

Режим термической обработки	Величина диффузионно-отвердевшего зазора, мкм	Зона диффузионного взаимодействия, мкм	
		ВКНА-25	ЭП975
1	180	30	100
2	190	40	110
3	240	55	155

Примечание: Номер режима ТО коррелируется с длительность выдержки при ТО

Исследование микроструктур паяных соединений показало, что припой ВПр56 равномерно распределился по паяному шву, поры и непропаи практически отсутствуют. Дефекты в виде диффузионной пористости не были обнаружены, даже при максимальной длительности выдержки при диффузионной ТО. Характерные микроструктуры паяных соединений сплавов ЭП975 и ВКНА-25, выполненных по различным режимам, приведены на рис.1.

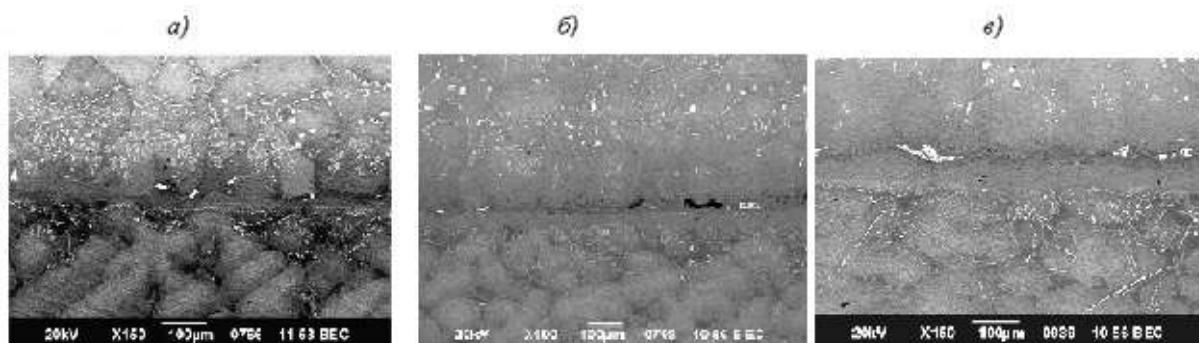


Рис. 1 – Микроструктура паяных соединений сплавов ЭП975 и ВКНА-25 выполненная припоем ВПр56 при различных реимах диффузионной ТО а) режим №1; б) режим №2; в) режим №3

Результаты исследований микроструктуры свидетельствуют о протекании процессов диффузионного рассасывания паяного шва, сопровождающихся перераспределением депрессантов припоя ВПр56 из паяного шва в паяемые материалы и исчезновением хрупких эвтектических прослоек в паяном шве.

Как видно из таб. 2, ширина зоны диффузионного взаимодействия припоя ВПр56 со сплавом ВКНА-25 значительно меньше (30-55 мкм), чем со сплавом ЭП975 (100–155 мкм). При этом в процессе диффузионного отверждения в сплаве ВКНА-25 выделения избыточных фаз практически не происходит. В сплаве ЭП975 карбиды и бориды в основном выделяются по границам зерен сплава ЭП975, не образуя при этом сплошной хрупкой прослойки. При увеличении длительности выдержки ТО, количество эвтектических включений в паяном шве сокращается. Характер их выделения сменяется со сплошного непрерывного слоя в середине зазора на точечный в виде отдельных включений между зернами γ -твердого раствора. При этом микроструктура паяного шва представляет собой зерна γ -твердого раствора с мелкодисперсными частицами γ' -фазы. рис. 2.

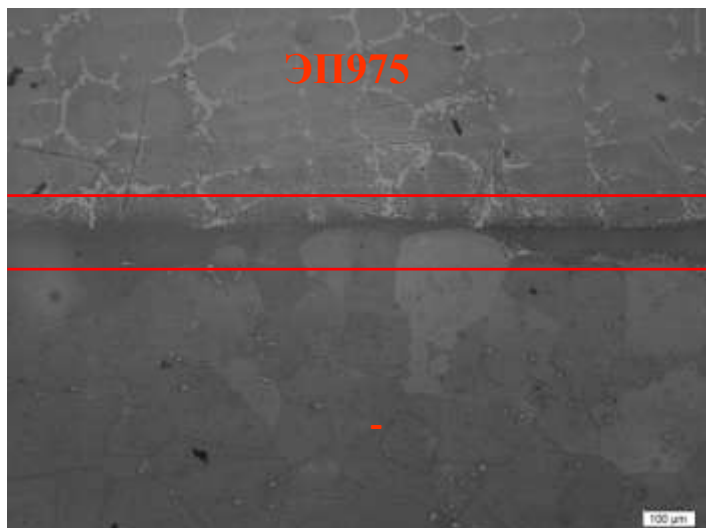


Рис. 2 – Микроструктура паяного соединения сплавов ЭП975 и ВКНА-25, выполненная припоем ВПр56 после диффузионного отжига по режиму 3

Проведенные исследования паяного соединения сплавов ЭП975 и ВКНА-25 методом микрорентгеноспектрального анализа показали, что эвтектические структуры затвердевающие последними, состоят из боридов, содержащих хром, вольфрам и молибден, имеющий вид китайского шрифта. Объясняется это затрудненной диффузией данных элементов ввиду их значительного атомного радиуса и малой диффузионной подвижности, а также высокой склонностью к образованию карбидов и боридов.

Для выбора режима термической обработки после пайки также была проведена оценка длительной (100-часовой) прочности паяных соединений сплава ВКНА-25 со сплавом ЭП975, выполненных с применением диффузионного отжига по режимам №№2 и 3. Результаты оценки прочности паяных стыковых соединений при температуре 850°C приведены в таблице 3.

Длительная (100-часовая) прочность паяных соединений сплава ВКНА-25 со сплавом ЭП975 при температуре 850°C

Режим термической обработки	Нагрузка на образец, МПа	Косл. п.с.*	Время до разрушения, час
№2	235	0,6	192
	274	0,7	144
	313	0,8	120
	352	0,9	82
№3	235	0,6	214
	274	0,7	144
	275	0,7	155
	295	0,75	140
	315	0,8	67
	335	0,85	64
	355	0,9	9,5

* – отношение нагрузки на образец к $\sigma_{100}=850$ сплава ЭП975.

Из приведенной таблицы видно, что :

– при ТО по режиму №2 прочность паяных соединений составляет 313–352 МПа (Косл. п.с. = 0,8–0,9);

– при ТО по режиму №3 прочность паяных соединений составляет 274–313 МПа (Косл. п.с. = 0,7–0,8).

Исследование микроструктуры после испытаний на длительную прочность производилась на образце, термообработанном по режиму №3, не доведенного до разрушения при испытаниях. В результате исследований установлено, что микроструктура паяного шва и основных материалов в процессе испытаний изменений не претерпела. По границам зерен сплава ЭП975 в зоне диффузионного взаимодействия в крайних частях паяного шва отмечено появление микротрещин свидетельствующих о начале процесса разрушения в сплаве ЭП975 (рис. 3).

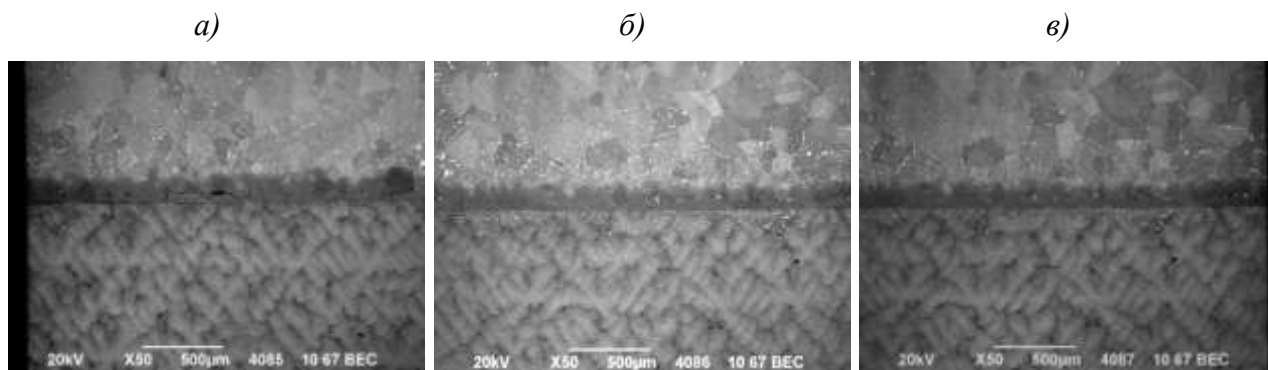


Рис. 3. Микроструктура паяного соединения сплавов ЭП975 и ВКНА-25, после испытаний на длительную прочность (а, в – микроструктура крайних частей паяного шва, б – микроструктура средней части паяного шва)

По результатам микрорентгеноспектрального анализа установлено, что снижение прочности паяного соединения сплавов ЭП975 и ВКНА-25 после ТО по режиму 3 вызвано сегрегацией боридов на границах зерен сплава ЭП975, приводящих к его охрупчиванию. По-видимому критическое увеличение их количества связано со слишком большим объемом диффузии депрессантов из припоя в сплав ЭП975.

Исходя из результатов проведенных исследований микроструктуры и прочности паяных соединений сплавов ЭП975 и ВКНА-25 оптимальным режимом термической обработки был выбран режим №2.

Совместно с АО «ОДК - Климов» проведена работа по оптимизации конструкции замкового соединения лопаток с диском применительно к конструкции типа «блиск» с учетом его формирования методом пайки. Замена механического замкового соединения на не неразъемное паяное соединение позволила:

- снизить массу обода рабочего колеса на 7%;
- снизить напряжения в ступице диска на 14%;
- исключить крепежные фиксирующие элементы лопаток.

По разработанным чертежам силами ФГУП «ВИАМ» и АО «ОДК-Климов» был изготовлен образец демонстратор рабочего колеса турбины вертолетного двигателя конструкции типа «блиск» из сплавов

ЭП975 и ВКНА-25, в котором соединение диска с лопатками было выполнено методом пайки. Внешний вид образца демонстратора приведен на рисунке 4.



Рис. 4 – Внешний вид образца демонстратора рабочего колеса турбины вертолетного двигателя конструкции типа «блиск», выполненный с применением технологии пайки

Для проведения испытаний образца-демонстратора конструкции типа «блиск» использовалась разгонная установка, состоящая из герметичной разгонной камеры, технологического ротора, и воздушной турбины. Испытания производились в два этапа по специально разработанной программе испытаний с выполнением контрольных замеров давления и температуры в разгонной камере.

На первом этапе образец демонстратор конструкции типа «блиск» плавно последовательно раскручивался до различных частот вращения (23000, 30000, 37000, 45000 об/мин), выдерживался при заданных оборотах в течение 5 мин и плавно останавливался. По завершению первого этапа испытаний образец демонстратор был демонтирован и подвергнут измерению основных геометрических размеров. По результатам проведенных замеров относительное изменение контрольных размеров составило менее одного процента. После выполнения замеров образец-демонстратор конструкции типа «блиск» был подвергнут люминесцентному контролю на предмет наличия трещин. Дефектов на образце демонстраторе обнаружено не было.

На втором этапе испытаний образец демонстратор подвергался динамическим испытаниям, аналогичным принятым для серийных рабочих колес турбины компрессора вертолетного двигателя, при скорости вращения, составляющей 105% от рабочей частоты вращения. Образец-демонстратора конструкции типа «блиск» успешно прошел испытания без превышения допустимого уровня вибраций опор, что соответствует требованиям, предъявляемым к рабочему колесу турбины компрессора вертолетного двигателя.

Обсуждения и заключение

1. Для пайки сплавов ЭП975 и ВКНА-25 в разноименном сочетании разработан новый припой марки ВПр56 и технология пайки, обеспечивающие качественное формирование паяных соединений и длительную (100-часовую) прочность стыковых соединений при температуре 850°C на уровне 313-352 МПа, что составляет 0,8-0,9 от прочности сплава ЭП975. При этом прочность нахлесточных паяных соединений, имитирующих соединение лопаток с диском, превышает прочность сплава ЭП975.

2. ФГУП «ВИАМ» разработаны технологии изготовления припоя ВПр56 в виде технологичных полуфабрикатов: порошков и лент порошкового припоя на органическом связующем.

3. ФГУП «ВИАМ» совместно с ОАО «Климов» был изготовлен образец демонстратор рабочего колеса турбины конструкции типа «блиск», изготовленный с применением технологии пайки. Проведены успешные динамические испытания образца демонстратора конструкции типа «блиск» по специально разработанной программе, включающей разгонные испытания серийных изделий.

4. По результатам проведенных работ установлена возможность изготовления ротора ГТД конструкции типа «блиск» из разноименных сплавов методом диффузионной пайки. Новая технология изготовления

позволит снизить массо-габаритные характеристики рабочего колеса, повысить надежность изделия, а при отработке серийной технологии – снизить трудоемкость изготовления.

УДК 620.18:620.17:669.14

**Повышение уровня длительной прочности
сплава ХН51ВМТЮКФР-ВД (ЭП220-ВД)
за счет оптимизации химического состава**

Кабанов И.В.¹; Буцкий Е.В.¹, к.т.н.; Сидорина Т.Н.¹, к.т.н.

iv-kabanov@yandex.ru, ev-butsky@yandex.ru, sidorina.lmto@yandex.ru

¹АО «Металлургический завод «Электросталь», г. Электросталь,
Московская область

Аннотация:

Изменение легирования в рамках марочного химического состава в сторону увеличения содержания основных легирующих элементов привела к потере уровня длительной прочности. На основании теоретических расчетов равновесного фазового состава опробована выплавка опытных составов, установлена взаимосвязь химического, фазового состава и уровня длительной прочности. Разработаны рекомендации по химическому составу, гарантирующему обеспечение повышенных характеристик длительной прочности.

Ключевые слова:

химический состав, фазовый состав, интерметаллидные фазы, границы зерен, длительная прочность.

Введение

Сплав ЭП220-ВД – классический деформируемый жаропрочный сплав на никелевой основе. Сплав применяется для лопаток реактивных двигателей. Одной из основных характеристик сплавов этого класса является высокий уровень длительной прочности. С этой точки зрения задача повышения длительной прочности остается актуальной.

Марочный состав сплава ЭП220-ВД обеспечивает стойкость минимум 50 часов при нагрузке 270 Н/мм^2 и температуре 900°C . Длительная прочность достигается интерметаллидным упрочнением за счет образования γ' фазы типа Ni_3AlTi , а также карбидов.

В связи с необходимостью увеличения рабочей нагрузки до 304 Н/мм^2 было опробовано производство опытной плавки, в которой суммарное содержание основных упрочняющих легирующих элементов Ni и Al было увеличено до 7,7% (содержание элементов на верхнем марочном пределе), при этом также было предусмотрено повышение выше среднего марочного предела содержания молибдена – элемента, повышающего температуру солидуса сплава, а также входящего в состав упрочняющей карбидной фазы [1,2]. Как показали результаты испытаний, уровень длительной прочности не только не был повышен, но фактический результат оказался ниже требований, регламентированных нормативной документацией.

Цель работы состояла в оценке влияния химического состава на структуру и выборе оптимального состава, обеспечивающего необходимый уровень длительной прочности при сохранении механических свойств и без потери технологичности при горячей деформации,

Материалы и методика исследования

Оценка влияния химического состава на структуру проводилась на лабораторных плавках разного химического состава в рамках марочного состава сплава ЭП220.

Выплавка производилась в лабораторной вакуумно-индукционной печи емкостью 20 кг. Металл разливался в трэф-пробы. «Пальчиковые» заготовки термообрабатывались по стандартному режиму, далее изготавливались образцы и проводились испытания длительной прочности по стандартному режиму (900° 270 Н/мм²) и по режиму с повышенной нагрузкой (900° 304 Н/мм²). После испытаний длительной прочности на головках образцов, не претерпевших деформацию в процессе испытаний, проводили исследования микроструктуры.

Для составов, показавших лучший и худший результат испытаний, были проведены расчеты фазового состава с помощью программы ThermoCalc с базой данных TTNI7.

Результаты исследования

Химический состав сплава приведен в таблице 1, стандартные требования к механическим свойствам и длительной прочности, а также стандартный режим термической обработки образцов для испытаний приведены в таблице 2.

Таблица 1

Химический состав сплава ЭП220

Химический состав (%) ТУ 14-1-223-72												
C	Si	Mn	S	P	W	Cr	V	Mo	Fe	Ti	Al	Co
н.б.	н.б.	н.б.	н.б.	н.б.	5,0	9,0	0,2	5,0	н.б.	2,2	3,9	14,0
0,08	0,50	0,50	0,009	0,015	7,0	12,0	0,8	8,0	3,0	2,9	4,8	16,0

Таблица 2

Требования по механическим свойствам

№ плавки	Режим термической обработки	Механические свойства при 950°С			Длительная прочность	
		σ_b Н/мм ²	δ (%)	φ (%)	900° 270 Н/мм ²	900° 304 Н/мм ²
Нормы по ТУ 14-1-223	1220°С-4ч.воздух + 1050°С-4ч.воздух	490	6	9	50	
Повышенные требования	+ 950°С-2ч.воздух					45

В связи с необходимостью увеличения рабочей нагрузки до 304 Н/мм² при сохранении стойкости и температуры было опробовано производство опытной плавки, в которой суммарное содержание основных упрочняющих легирующих элементов Ni и Al было увеличено до 7,7% (содержание элементов на верхнем марочном пределе), при этом также было предусмотрено повышение выше среднего марочного предела содержания молибдена – элемента, повышающего температуру солидуса сплава, а также входящего в состав упрочняющей карбидной фазы [1,2]. Химический состав и результаты испытаний приведены в таблицах 3,4. Как показывают результаты испытаний, уровень длительной прочности не только не был повышен, но фактический результат оказался ниже требований, регламентированных нормативной документацией.

Таблица 3

Химический состав опытно-промышленной плавки сплава ЭП220-ВД

	Химический состав (%)									
	C	W	Cr	V	Mo	Fe	Ti	Al	Co	∑Ti+Al
РД23548	0,033	5,91	10,27	0,54	6,18	1,09	2,74	4,75	15,13	7,49
ТУ14-1-223	н.б.	5,0	9,0	0,2	5,0	н.б.	2,2	3,9	14,0	
	0,08	7,0	12,0	0,8	8,0	3,0	2,9	4,8	16,0	
Опробованные рекомендуемые пределы							2,6	4,4		7,0
							2,9	4,8		7,7

Таблица 4

Механические свойства опытно-промышленной плавки сплава ЭП220-ВД

№ плавки	Режим термической обработки	Механические свойства при 950°С			Длительная прочность	
		σ_B Н/мм ²	δ (%)	φ (%)	900° 270 Н/мм ²	900° 304 Н/мм ²
РД23548	1220°С-4ч.воздух + 1050°С-4ч.воздух + 950°С-2ч.воздух	611,6	20,2	26,9	38 ³⁰ p	25 ⁴⁹ p
		604,4	17,0	22,6	41 ¹⁰ p	20 ³⁰ p
		613,4	14,5	28,9	35p	25p
		611,4	13,3	22,2	36 ³⁰ p	24p
Нормы по ТУ		490	6	9	50	
Повышенные требования						45

Исследование микроструктуры образцов с неудовлетворительной длительной прочностью показало присутствие значительного количества охрупчивающей игольчатой фазы, а также грубых зернограницных выделений карбидов (рис. 1).



×500

Рис. 1 – Микроструктура плавки РД23548


С целью проверки влияния химического состава на формирование охрупчивающей фазы была проведена выплавка лабораторных плавок с различным химическим составом. Варьировалось содержание углерода, молибдена, алюминия, титана. Результаты испытаний длительной прочности и микроструктуры лабораторных плавок приведены в таблице 5.

По результатам было установлено, что наиболее отрицательное влияние на длительную прочность и структуру оказывает молибден. Установлено, что в плавке с низким содержанием молибдена игольчатая фаза отсутствовала. При содержании молибдена на верхнем марочном пределе наблюдается значительное количество охрупчивающей фазы. Результаты металлографического контроля и испытаний длительной прочности согласуются между собой. При отсутствии игольчатой фазы уровень

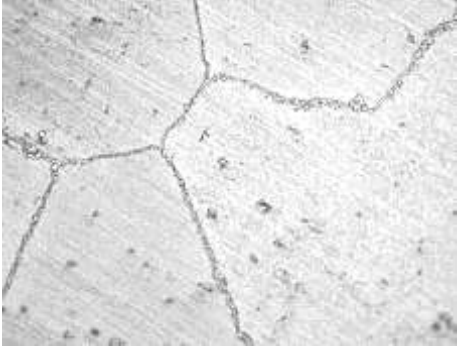
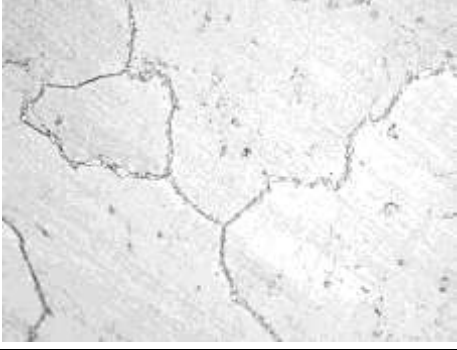
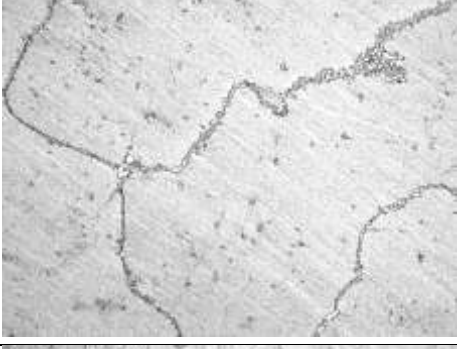

длительной прочности повышается. Учитывая, что испытания лабораторных плавок проводилось на образцах, отобранных от литых тref-проб, общий уровень длительной прочности был ниже, чем у деформированного металла. Из литературных данных известно [1], что в жаропрочных сплавах на никелевой основе кроме упрочняющей γ' фазы присутствуют и другие интерметаллидные фазы (μ -фаза, ТПУ фазы), которые, имея неблагоприятную морфологию, отрицательно влияют на свойства. Для оценки возможного присутствия этих фаз, их количества и состава в сплаве ЭП220-ВД был проведен термодинамический расчет фазового состава для лабораторных составов №1 и №9, микроструктура которых приведены выше. Расчет произведен с применение программы Thermocalc для никелевой базы. Результаты расчета для температур, соответствующих температуре закалки 1220°C, предварительного старения при температуре 1050°C, старения при 950°C приведены в таблице 6. Равновесный расчетный состав фаз при температуре старения приведен в таблице 7.

Таблица 5

Микроструктура и длительная прочность лабораторных плавок

№ лабораторных плавок	Химический состав	Длит.прочность		Микроструктура (x500)
		900° 270 Н/мм ²	900° 304 Н/мм ²	
1	С – 0,035% Мо – 5,97% Ti – 2,37% Al – 4,16%	40p	16p	

Перспективные жаропрочные никелевые деформируемые сплавы и технологии их переработки

№ лабораторных плавков	Химический состав	Длит.прочность		Микроструктура (x500)
		900° 270 Н/мм ²	900° 304 Н/мм ²	
7	C – 0,034% Mo – 5,26% Ti – 2,74% Al – 4,79%	65p	22p	
3	C – 0,047% Mo – 5,96% Ti – 2,38% Al – 4,11%	149p	64p	
4	C – 0,055% Mo – 5,22% Ti – 2,81% Al – 4,82%	87p	44p	
5	C – 0,029% Mo – 6,92% Ti – 2,81% Al – 4,99%	25p	21p	

Перспективные жаропрочные никелевые деформируемые сплавы и технологии их переработки



№ лабораторных плавков	Химический состав	Длит.прочность		Микроструктура (x500)
		900° 270 Н/мм ²	900° 304 Н/мм ²	
6	C – 0,046% Mo – 6,93% Ti – 2,84% Al – 5,02%	25p	22p	
9	C – 0,030% Mo – 7,45% Ti – 2,40% Al – 4,92%	22p	17p	

Таблица 6

Расчетный равновесный фазовый состав плавков с разным легированием (% молярные)

C, Al, Ti, Mo	1220°C	1050°C	1000°C	950°C
Состав №1 C – 0,035% Al – 4,16% Ti – 2,37% Mo – 5,97%	γ матрица – 99,3% карбид – Me ₇ C борид – Me ₃ B ₂	γ матрица – 74,2% γ' – 23,9% борид – Me ₃ B ₂ карбид – Me ₆ C	γ матрица – 65,4% γ' – 32,8% борид – Me ₃ B ₂ карбид – Me ₆ C μ фаза – 0,3%	γ матрица – 56,8% γ' – 39,1% борид – Me ₃ B ₂ карбид – Me ₆ C 1,5% μ фаза – 2,22%
Состав №2 C – 0,030% Al – 4,92% Ti – 2,40% Mo – 7,45%	γ матрица – 99,5% карбид – Me ₇ C борид – Me ₃ B ₂	γ матрица – 71,1% γ' – 26,3% (борид + карбид)* μ фаза – 1,14%	γ матрица – 58,2% γ' – 36,5% (борид + карбид)* μ фаза – 3,90%	γ матрица – 48,9% γ' – 43,4% (борид + карбид)** μ фаза – 6,90% ГПУ фаза – 0,4%

* суммарное содержание ≈ 1%

** суммарное содержание < 0,5%

Таблица 7

Расчетный равновесный состав интерметаллидных фаз
при температуре 950°C (% молярные)

	Состав 1							Состав 2						
γ'	Ni	Co	Al	Ti	W	Cr	Mo	Ni	Co	Al	Ti	W	Cr	Mo
	68,6	10,4	7,5	5,4	3,8	2,4	1,1	68,4	10,7	7,9	5,1	3,0	2,8	1,3
μ - фаза	Mo	W	Co	Ni	Cr			Mo	W	Co	Ni	Cr		
	30,3	27,5	16,5	15,5	9,7			34,2	21,1	17,9	15,1	11,1		
ГПУ (нсп)								Mo	V	W				
								36,8	32,3	12,5				

Из приведенных результатов следует, что при повышенном содержании молибдена охрупчивающая μ - фаза присутствует в равновесном состоянии уже при температуре 1050°C, с то время как ее следы в равновесном состоянии для состава с меньшим содержанием молибдена появляются при температуре 1000°C. При температуре старения 950°C количество μ - фазы в разных составах различается почти в три раза, при этом в металле с пониженной длительной прочностью дополнительно образуется ГПУ фаза.

Расчетный равновесный состав интерметаллидных фаз (таблица 7) показывает, что они значительно обогащены молибденом и вольфрамом, обеднены никелем, содержание хрома и кобальта находится на уровне марочного состава.

На основании проведенной работы по рекомендованным пределам была выплавлена промышленная плавка, прошедшая передел по серийной технологии. Металл показал достаточный уровень технологичности на всех стадиях производства. Уровень свойств полностью удовлетворяет требованиям, в том числе и по длительной прочности при нагрузке при 304 Н/мм². Результаты приведены в таблице 8.

Механические свойства промышленной плавки сплава ЭП220-ВД

№ плавки	Режим термической обработки	Механические свойства при 950°С			Длительная прочность (час)	
		σ_B Н/мм ²	δ (%)	φ (%)	900° 270 Н/мм ²	900° 304 Н/мм ²
РД25098	1220°С-4ч.воздух + 1050°С-4ч.воздух + 950°С-2ч.воздух	617,8	15,4	14,3	87	45
		620,8	10,4	18,1	100снят	53
					100снят	56
Нормы по ТУ		490	6	9	98	63
Повышенные требования					50	45

Выводы

1. При неоптимальном легировании в сплаве ЭП220-ВД формируются охрупчивающие интерметаллидные фазы, приводящие к резкому падению уровня длительной прочности.

2. Для обеспечения требований к длительной прочности при повышенной нагрузке и свойств при обеспечении удовлетворительной технологичности рекомендуется следующий состав: (С 0,045-0,050%; Мо 5.5-5,7%; Ti 2,4-2,6%; Al 4,4-4,6%).

Литература

1. Суперсплавы. Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок./ под ред. Ч.Т. Симса, Н.С. Столлофа, У.К. Хагеля: Пер. с англ. под ред. Р.Е. Шалина. М.Металлургия, 1995.

2. Химушин Ф.Ф. «Жаропрочные стали и сплавы» - М.: Metallurgia, 1969. – 752с.

УДК 669.245:621.762

Перспективные жаропрочные никелевые деформируемые сплавы и технологии их переработки

Бакрадзе М.М.¹, к.т.н.

admin@viam.ru

¹*Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»), Москва*

Аннотация:

Представлены основные направления исследований ФГУП «ВИАМ», проводимых в области жаропрочных деформируемых никелевых сплавов в последнее время.

Ключевые слова:

заготовка диска, ГТД, жаропрочный никелевый сплав, микроструктура.

Фёдор Фёдорович Химушин – выдающийся ученый-металлург, пионер в области разработки и внедрения нержавеющей и кислотоупорных сталей, жаропрочных сплавов для высоконагруженных и высокотемпературных узлов авиационных газотурбинных двигателей (ГТД). Он создал в ВИАМе и 37 лет возглавлял лабораторию Жаропрочных и нержавеющей сталей (сейчас – «Жаропрочные сплавы на никелевой основе»), руководил разработкой новых сплавов, организовывал их производство на металлургических предприятиях. Использование сформулированных Ф.Ф. Химушиным подходов для решения научных и

инженерных задач, накопленные знания, отраженные в статьях и монографиях, позволяют и в настоящее время разрабатывать новые жаропрочные деформируемые сплавы и технологии их обработки, не уступающие мировым аналогам.

Основные исследования во ФГУП «ВИАМ» в области жаропрочных деформируемых никелевых сплавов проходят согласно Стратегическим направлениям развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года, совместно с основными моторостроительными предприятиями АО «ОДК» и металлургическими заводами.

В области жаропрочных никелевых сплавов для дисков ГТД ФГУП «ВИАМ» в настоящее время выполняет важнейшие работы по производству заготовок роторных деталей авиационных двигателей из деформируемого сплава ВЖ175-ИД, обеспечивающего наиболее высокий среди промышленных материалов комплекс кратковременной, длительной и циклической прочности. Разрабатываются технологии производства заготовок дисков для двигателя большой тяги из гранул нового экспериментального сплава ВЖ178П (таблица 1) как методом ГИП, так и с применением деформации компактированной заготовки. Продолжаются исследования по формированию переменной структуры по сечению заготовок дисков для обеспечения функционально-градиентных свойств.

Таблица 1

Новые жаропрочные никелевые сплавы для дисков ГТД

Марка сплава	Разработчик	$\sigma_{\text{в}}^{20}$, МПа	$\sigma_{0,2}^{20}$, МПа	МЦУ (σ_0) база 10^4 ц. при 650 °С, МПа	σ_{100}^{650} , МПа
ВЖ175	ВИАМ (Россия)	1570	1177	1250	1050
ВЖ178П	ВИАМ (Россия)	1610	1220	1225	1118
ВВ751П	ВИЛС (Россия)	1545	1173	1099	1084
Ме3	NASA, GE (США)	1650	1160	–	~1060

Наиболее высокими свойствами среди свариваемых никелевых сплавов для статорных деталей ГТД является сплав ВЖ172. В промышленном производстве освоено изготовление из него как колец, листов, прутков и штамповок, так и отливок. Совместно с АО «НПЦ газотурбостроения «Салют» и АО «Металлургический завод «Электросталь» разработаны технологии и впервые в России изготовлен цельносварной ротор 4...6 ступени компрессора высокого давления полноразмерного перспективного авиационного двигателя; прошли стендовые испытания ротора в составе газогенератора. Также совместно с АО «ОДК-Климов» изготовлен и испытан на стенде сварной ротор турбины вертолетного двигателя.

В области свариваемых деформируемых жаростойких листовых материалов сплав ВЖ171, упрочняемый внутренним азотированием, обеспечивает температуру работы до 1250°C и значительно более высокую жаропрочность (от 40% до 2-х раз) при температурах выше 1000°C по сравнению со сплавами-аналогами. Он опробован на заводах отрасли, изготовлены и испытаны на стендах детали для авиационного, вертолетного и малоразмерного двигателей. Ведутся исследования по дальнейшему развитию сплавов такого типа. Применяется комплексное легирование переходными металлами IV и V групп таблицы Д.И. Менделеева, усложняется фазовый состав. В результате разработаны новые композиции, имеющие по сравнению со сплавом ВЖ171 более высокую прочность ($\sigma_B=1100$ МПа) или в пять раз большую долговечностью при 1000°C.

Для двигателя большой тяги разрабатывается новый деформируемый никелевый сплав для лопаток КВД и технология производства полуфабрикатов из него. По сравнению с серийным материалом ЭП718 достигнуто превосходство на ~15–60% по кратковременной прочности, на ~60–100% по жаропрочности.

Для перспективного вертолетного двигателя разрабатываются технологии производства деталей из жаростойких и жаропрочных сплавов различного назначения: промышленная технология получения полуфабрикатов и неразъемных соединений для корпуса камеры сгорания из высокопрочного свариваемого сплава ВЖ176 с пониженным термическим коэффициентом линейного расширения; технология получения отливок и сварных конструкций диффузора камеры сгорания из жаростойкого сплава ВЖ159Л; технологии изготовления жаровой трубы с обеспечением производства и соединения деталей сложной конфигурации, полученных из сплава ВЖ171 традиционным способом и селективным лазерным сплавлением.

Во ФГУП «ВИАМ» уже более 10 лет успешно функционирует производство заготовок дисков малоразмерных ГТД из жаропрочных никелевых сплавов (ЭК151, ЭП742, ЭИ698, ЭП975, ЭИ787 и других марок), надежно обеспечивая производителей газотурбинных двигателей для изделий различного назначения. Технология ВИАМ включает в себя компьютерное моделирование для оптимизации параметров процесса получения заготовок. Деформация заготовок проводится в изотермических условиях на воздухе с применением компьютеризированных прессов с установками нагрева штампов, оснастки из специальных жаростойких до 1200°С сплавов, эмали, снижающей трение и окисление металла при деформации. Эти решения обеспечивают повышение производительности процесса, сокращение трудоемкости механической обработки деталей на 20–30%, экономию металла до 30%. Количество производимой продукции с каждым годом растет, увеличивается номенклатура, появляются новые заказчики.

Так впервые в отечественной практике разработана технология сборки и электронно-лучевой сварки вала из стали 45 с дисками из жаропрочных никелевых сплавов ЭИ698 и ЭИ787, производства ВИАМ. Совместно с ОАО «Пензадизельмаш» данные сварные роторы внедрены в конструкцию

турбокомпрессора ТК32 дизель-генератора грузовых магистральных тепловозов. Успешно проведены стендовые и типовые испытания, с 2018 года начата их серийная поставка.

Ведутся исследования по ротационной и линейной сварке трением для производства интегральных колес типа «блиск» с обеспечением прочности сварных соединений более $0,8\sigma_b$ основного материала. Разработаны технологии соединения ротационной сваркой трением разных сочетаний деформируемых жаропрочных никелевых сплавов: ЭП975ИД + ЭП975ИД, ВЖ175 + ВЖ175, ВЖ172 + ВЖ172Л, ВЖ172 + ЭК79, ВКНА-1ВР (лопатка) + ЭП975-ИД (диск).

Важным направлением развития жаропрочных деформируемых никелевых сплавов, в котором ведутся работы во ФГУП «ВИАМ», является создание высокотемпературных композиционных материалов путем армирования керамическими наночастицами существующих сплавов, а также разработки технологии их получения механическим легированием и сфероидизацией в потоке плазмы электродугового разряда. Также актуальным направлением исследований является оптимизация составов деформируемых никелевых сплавов для изготовления деталей методами аддитивных технологий.

УДК 669

Влияние легирования и микролегирования на структуру и фазовый состав высокожаропрочных деформируемых никелевых сплавов

Чабина Е.Б.¹, к.т.н.

¹*Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»), Москва*

Аннотация:

Представлены основные направления работ в области легирования жаропрочных деформируемых никелевых сплавов.

Ключевые слова:

жаропрочный никелевый сплав, микроструктура.

Глубокое и полное изучение структуры деформируемых жаропрочных никелевых сплавов, оптимальное легирование и микролегирование, отработка технологических процессов формирования заданной структуры является мощным инструментом для создания материалов с заданными свойствами, надежных в эксплуатации. С помощью подбора оптимального химического состава и использования определенных технологических приемов при изготовлении, например, штамповок для дисков ГТД происходит формирование заданного структурно-фазового состояния материала, обеспечивающего заданный уровень его свойств. Современный уровень развития аналитической микроскопии, металлофизических методов исследования позволяет проводить исследования материалов на различных

размерных уровнях, что дает возможность контролировать процессы, проходящие в этих материалах при их производстве и эксплуатации.

Анализ результатов исследований структуры и фазового состава деформируемых никелевых жаропрочных сплавов с различным содержанием легирующих элементов показал, что легирование влияет:

на объемную долю упрочняющей γ' -фазы;

на коэффициенты ликвации легирующих элементов в литом состоянии, особенно на коэффициент ликвации W;

на характер выделения фаз – приводит к изменению размера частиц упрочняющей γ' -фазы, изменяет количество и объемную долю избыточных фаз;

на степень выравнивания локального химического состава сплава при последующих технологических операциях изготовления штамповок.

Для деформируемых жаропрочных сплавов на никелевой основе существует связь между эксплуатационными характеристиками и состоянием внутренних поверхностей раздела (границы зерен, межфазные границы), снижение когезивной прочности которых повышает чувствительность сплавов к надрезу, снижает пластичность и уменьшает срок службы изделий. Микролегирование высокожаропрочных деформируемых никелевых сплавов – технологический прием, направленный, в первую очередь, на повышение свойств внутренних поверхностей раздела материала. Для микролегирования используются такие элементы, как Mg, Zr, В, а также редкоземельные элементы (РЗЭ) Sc, La, Ce. РЗЭ оказывают рафинирующее воздействие при выплавке сплавов, связывая вредные для никелевых сплавов элементы: S, P, O в мелкодисперсные соединения, снижая их концентрацию на внутренних поверхностях раздела. Являясь поверхностно-активными элементами, РЗЭ эффективно упрочняют границы зерен и фаз, повышают структурно-фазовую стабильность сплавов. Из 14 лантаноидов традиционно для микролегирования никелевых жаропрочных сплавов используются La и Ce.

Лантаноиды обладают схожими физическими и химическими свойствами, но при этом имеют различную валентность, электронное строение и атомный радиус.

Проведенные исследования показали, что введение в материал лантаноидов приводит к изменению его фазового состава и к дополнительному выделению частиц наноразмерной γ' -фазы по границам зерен и межфазным границам. Дополнительно к имеющимся фазам (γ -твердый раствор, упрочняющая γ' -фаза, карбиды и бориды) происходит выделение первичных (равномерно в материале) и вторичных (по границам зерен и межфазным границам) содержащих лантаноиды интерметаллидных фаз, количество и состав которых зависит от того, какие именно РЗЭ введены в материал.

С разработкой и внедрением в практику новых видов наноструктурированных деформируемых жаропрочных никелевых сплавов появляются новые измерительные задачи по обеспечению единства и прослеживаемости измерений при контроле их структурно-геометрических характеристик на нанометровом уровне.

Создан, аттестован и утвержден тип единичного комплекта стандартных образцов (СО) состава и параметров структуры наноструктурированных деформируемых жаропрочных никелевых сплавов категории стандартных образцов предприятия. Метрологическими характеристиками являются: массовая концентрация Al, Ti, Cr, Co, Nb, Mo; размер частиц вторичной и наноразмерной γ' -фазы; размер прослоек γ -твердого раствора. Созданные стандартные образцы пригодны к использованию для всего класса наноструктурированных деформируемых жаропрочных никелевых сплавов при их разработке и при контроле качества штамповок из этих сплавов, используемых для производства газотурбинных двигателей авиационного и наземного применения.

УДК [669.2+621.7]/629.7.036.3

**Получение заготовок дисков ГТД из нового
гранулируемого жаропрочного никелевого сплава ВЖ178П
методом ГИП + деформация**

Скугорев А.В.¹, к.т.н.; Бубнов М.В.¹;

Летников М.Н.¹; Шестакова А.А.¹

omd@viam.ru

¹*Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»), Москва*

Аннотация:

Представлены результаты работ в области получения заготовок дисков ГТД из нового гранулируемого жаропрочного никелевого сплава ВЖ178П методом ГИП + деформация.

Ключевые слова:

жаропрочный никелевый сплав, диск ГТД.

Эффективность создания современных газотурбинных двигателей определяется материалами для деталей и узлов горячего тракта, позволяющими повысить энерговооруженность и весовую отдачу двигателя. Для разработки современных двигателей, в том числе большой тяги, Всероссийским научно-исследовательским институтом авиационных материалов предложен ряд материалов для изготовления дисков турбины высокого и низкого давления. Наиболее перспективным материалом для

изготовления дисков турбины является жаропрочный никелевый сплав марки ВЖ178П, получаемый методом гранульной металлургии [1–2]. Данный материал обладает высокими характеристиками кратковременной прочности, жаропрочности, однако по сопротивлению малоциклового усталости он уступает деформируемому сплаву марки ВЖ175.

За рубежом для повышения уровня и стабильности прочностных свойств гранулируемых сплавов, в том числе сопротивления малоциклового усталости, применяют дополнительную горячую пластическую деформацию. При этом для осуществления пластической деформации компактированных заготовок из гранулируемых жаропрочных никелевых сплавов все чаще находит применение процесс изотермической штамповки.

Во ФГУП «ВИАМ» разработана и активно используется технология изготовления заготовок дисков ГТД методом изотермической деформации на воздухе. Использование данной технологии обеспечивает по сравнению с серийной (штамповка в горячих штампах) увеличение КИМ в 2,0–3,0 раза, сокращение трудоемкости механической обработки деталей на 20–30% и снижение энергетических затрат за счет сокращения операций технологического передела [3–4].

Был разработан режим горячей деформации гранулируемого жаропрочного никелевого сплава ВЖ178П, обеспечивающий получение в деформированной заготовке диска равномерной мелкозернистой структуры с размером зерна менее 10 мкм. Мелкозернистая структура заготовки диска после деформации обеспечивает после упрочняющей термической обработки по специально разработанным режимам высокий комплекс механических свойств материала, в том числе сопротивления малоциклового усталости (таблица 1).

Сравнение механических свойств образцов из сплава ВЖ178П, полученных по разным технологиям, с серийными сплавами-аналогами

Марка сплава	Механические свойства при 20°C					σ_{100}^{650}	МЦУ при 650°C f=1 Гц, N=10 ⁴ циклов
	σ_b	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	КСУ		
	МПа		%		Дж/см ²		
ВЖ178П (PREP+ГИП)	1610	1220	13,0	15,0	27	1120	1225
ВЖ178П (PREP+ГИП+деф.)	1670	1270	16,0	14,0	32	1120	1275
<i>Отечественные аналоги</i>							
ВЖ175	1570	1177	14,0	17,0	37	1050	1275
ВЖ175У	1570	1157	15,0	15,0	36	1055	1177
ВЖ177	1555	1005	16,0	17,5	38	1050	1170
ВВ751П	1545	1173	14,5	15,0	28	1084	1099
ВВ750П	1501	1086	19,5	20,0	44	1084	1120
<i>Зарубежные аналоги</i>							
Alloy10	1650	1160	19,0	–	–	950	–
Me3	1650	1150	21,0	–	–	~1060	–

Результаты проведенных исследований показали, что использование горячей деформации гранулируемого жаропрочного сплава ВЖ178П позволяет значительно повысить комплекс физико-механических свойств материала. После деформации и специальной упрочняющей термической обработки показатели кратковременной прочности и сопротивления малоцикловой усталости гранулируемого сплава ВЖ178П достигают уровня деформируемого сплава ВЖ175, при этом сплав ВЖ178П превосходит сплав ВЖ175 по жаропрочности.

Литература

1. Волков А.М., Буякина А.А. Особенности структуры материала при производстве заготовок из гранул жаропрочного никелевого сплава // *Металлург*, 2017. №11. С. 61–65.

2. Бакрадзе М.М., Волков А.М., Шестакова А.А., Летников М.Н., Бубнов М.В. Особенности изменения размера зерен в гранулируемом жаропрочном никелевом сплаве, произведенном по различным технологиям // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн., 2018. №2. Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru>. (дата обращения 14.05.2018). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-2-1-1.

3. Пономаренко Д.А., Скугорев А.В., Сидоров С.А., Строков В.В. Технологические возможности специализированных изотермических прессов силой 6,3 и 16 МН в производстве деталей авиационного назначения // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением, 2015. №9. С. 36–41.

4. Пономаренко Д.А., Летников М.Н., Скугорев А.В., Сидоров С.А. Использование специализированных изотермических прессов дляковки заготовок дисков турбины из труднодеформируемых жаропрочных сплавов // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением, 2018. №3. С. 19–25.

УДК 669

Освоение производства жаропрочных никелевых сплавов в ПАО «Русполимет». Результаты и перспективы

Шевяков В.Ф.¹; Грицюк А.А.¹; Климов Д.А.¹;

Ломберг Б.С.², д.т.н.; Скугорев А.²В., к.т.н.; Крылов С.А.²

¹ПАО «Русполимет», г. Кулебаки

²Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»), Москва

ПАО «Русполимет» – головной поставщик кольцевых заготовок и дисков различной геометрии и широкого диапазона типоразмеров для нужд авиадвигателестроителей, предприятий атомного, энергетического и общего машиностроения, производителей ракетно-космической техники и многих других отраслей промышленности.

Начало производства кольцевых заготовок и колец из жаропрочных сплавов на ПАО «Русполимет» было положено еще в 1953 г, и вплоть до 2009 г. изделия изготавливались из покупного сырья (поковки). В этот же период началось сотрудничество с ВИАМ, но касалось оно именно технологии обработки давлением жаропрочных сплавов –ковки, прокатки.

Первым жаропрочным никелевым сплавом, выплавленным на ПАО «Русполимет» стал сплав марки ХН50ВМТЮБ-ВИ (ЭП648-ВИ) – в 2007 году. Полученные в результате выплавки в вакуумной индукционной печи ИСВ-0,6 слитки массой 300 кг подвергались ковке на молотах, а из поковок изготавливались кольца массой не более 20 кг. Работы по освоению проводились при технологическом сопровождении специалистов ФГУП

«ВИАМ». После проведения комплекса необходимых исследований качества металла и получения положительных результатов была разработана и утверждена в 2008 г. технологическая инструкция на производство слитков из указанного сплава.

В 2010 году на ПАО «Русполимет» была запущена в эксплуатацию первая вакуумно-дуговая печь ВДП-2,5 немецкой фирмы «ALD» с возможностью выплавки слитков диаметрами: 230 мм, 310 мм, 370 мм, 450 мм.

В связи с этим появилась необходимость в освоении производства слитков – расходуемых электродов на имеющейся дуговой сталеплавильной печи ДСП-3А.

Первые слитки – расходуемые электроды на печи ДСП-3А были получены из сплава ХН62ВМЮТ (ЭП708).

После вакуумно-дугового переплава слитки вовлекались в дальнейшее производство кольцевых заготовок. На ряде шифров кольцевых заготовок были обнаружены дефекты макроструктуры (условно квалифицированные как «пористость») металла. Для определения причин образования дефектов и комплексной оптимизации технологии были привлечены квалифицированные специалисты ФГУП «ВИАМ». Были проведены совместные исследования по изучению причин образования дефектов. Совместными усилиями были выявлены причины их образования, отработаны технологии выплавки, переплава и деформации. Полученный опыт лег в основу при расширении номенклатуры выплавляемых марок и увеличении объемов их производства. К 2014 г. номенклатура жаропрочных сплавов открытой выплавки расширяется и включает марки: ЭП708, ЭИ868, ЭИ437Б(БУ), ЭИ698, ЭИ602 и т. д. Освоение производства изделий, включая открытую выплавку и вакуумно-дуговой переплав, из вышеперечисленных марок сплавов проводилось также при участии специалистов ФГУП «ВИАМ».

В 2015 г. в дополнение к вакуумно-дуговой печи ВДП-2,5 принята в эксплуатацию печь ВДП-7,0 фирмы «INTECO». Базой для освоения технологии производства слитков на данном агрегате явился накопленный опыт.

В результате совместной с ФГУП «ВИАМ» работы были разработаны технологические инструкции на выплавку и вакуумно-дуговой переплав широкой номенклатуры марок жаропрочных сплавов для изготовления кольцевых заготовок.

В 2014 г. в промышленную эксплуатацию передана печь ВИП-3,0 австрийской фирмы «INTECO». Приобретение данного агрегата позволило значительно расширить сортамент выпускаемой продукции, включая множество марок жаропрочных сплавов и сталей отечественных и зарубежных разработок. Разливка металла осуществляется в изложницы для кузнечных и цилиндрических слитков.

Совместно с ФГУП «ВИАМ» освоены технологии вакуумно-индукционной выплавки жаропрочных сплавов марок ЭП718, ВЖ159, ЭП648 с последующим вакуумно-дуговым переплавом и деформационным переделом.

Также вместе со специалистами ФГУП «ВИАМ» были отработаны режимы ковки слитков ВИ и ВДП из жаропрочных никелевых сплавов на оборудовании кузнечно-прессового производства ПАО «Русполимет». В настоящее время кузнечно-прессовое производство оснащено современными автоматизированными кузнечными модулями фирмы «Danieli» усилием 16 МН и 35 МН и радиально-ковочной машиной SKK14 усилием 2 МН на бойке. В результате проведенной работы были выпущены технологические инструкции на ковку слитков и заготовок из широкой номенклатуры жаропрочных сплавов. При этом технологии ковки жаропрочных сплавов постоянно совершенствуются, что повышает КИМ и выход годной продукции.

В результате проведенного совместно с ФГУП «ВИАМ» анализа качества кольцевых заготовок на соответствие требованиям нормативно-технической документации для изготовления цельнокатаных колец был рекомендован металл собственной выплавки.

Выводы

ПАО «РУСПОЛИМЕТ» – это уникальный металлургический и металлообрабатывающий комплекс с полным производственным циклом – от выплавки широкого спектра специальных сталей и сплавов до изготовления кольцевых заготовок и дисков различной геометрии и широкого диапазона типоразмеров. Завод производит и реализует высококачественные слитки, поковки, кольца для авиации, энергетического, нефтяного и общего машиностроения.

Технологическая цепочка производства слитков имеет несколько вариаций: выплавка в открытой дуговой или вакуумно-индукционной печи, последующий переплав на установках ЭШП или в печах ВДП. Возможно производство слитков по триплекс схеме.

Электрометаллургический комплекс на предприятии ПАО «РУСПОЛИМЕТ» находится в постоянной модернизации, начиная с 2008 года.

В начале 2015 года в промышленное использование передана установка электрошлакового переплава – ЭШП-9,8, австрийской фирмы «INTECO». На установке ЭШП-9,8 получают слитки длиной до 3850 мм и диаметрами 300 мм, 450 мм, 600 мм, 750 мм и массой до 10 тонн. На установке используют как статические кристаллизаторы, так и короткие кольцевые, для переплава нескольких расходуемых электродов (до 6-ти штук) в один слиток.

В 2016 году подписан акт приёмки в промышленное использование двух установок ЭШП («INTECO»), позволяющих получать максимальный слиток до 14т и высотой до 4000 мм. На установке используют как

статические, так и короткие кольцевые кристаллизаторы: \varnothing 300 мм, \varnothing 450 мм, \varnothing 600 мм, \varnothing 750 мм.

За период с 2008 и по 2017гг. металлургическое производство ПАО «Русполимет» претерпело серьезной модернизации, что позволило предприятию перейти на производство собственных кольцевых заготовок из различных типов сталей и сплавов, в частности, жаропрочных никелевых.

Перспективы

Представленный комплекс современного оборудования, квалификация и опыт специалистов позволяет говорить не только о способности ПАО «Русполимет» производить продукцию из серийных сплавов, но и о готовности к участию в разработках и внедрении новых жаропрочных сплавов. Кроме традиционных схем производства возможно включать операции горячего изостатического прессования (ГИП), электрошлакового переплава (триплекс процесс: ВИП-ЭШП-ВДП).

В 2019 г. в ГК «Русполимет» запланирован запуск линии порошковой металлургии с целью обеспечения металлопродукцией из современных материалов и замещения импортных поставок.

УДК 621.745.4: 621.74.045

Особенности получения литых заготовок облегчённых лопаток ГТД из жаропрочных никелевых сплавов, отливаемых в многоместные оболочковые формы

Белов В.Д., д.т.н.; Фадеев А.В.; Колтыгин А.В., к.т.н.

vdbelov@mail.ru; avfititan@mail.ru; misistlp@mail.ru

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва.

Аннотация

Работа посвящена разработке технологии одновременного получения большего количества облегченных лопаток из жаропрочного никелевого сплава литьем в многоместные оболочковые керамические формы при плавке в керамических тиглях вместимостью 100 кг никелевого сплава. Плавка и заливка осуществлялись в вакуумной плавильно-заливочной установке ALD VIM-20, при этом была показана возможность использования возврата сплава ЖС6У-ВИ в качестве шихты для получения литых лопаток.

Ключевые слова

лопатки; газотурбинные двигатели; жаропрочные никелевые сплавы; многоместные оболочковые формы; моделирование литейных процессов; литье по выплавляемым моделям; литниково-питающая система; стержни.

Вводная часть

Развитие авиационного двигателестроения идет по пути совершенствования конструкции газотурбинных двигателей (ГТД) и неразрывно связано с разработкой и внедрением более легких, тонкостенных

и пустотелых турбинных лопаток из жаропрочных сплавов (ЖС) для горячего тракта ГТД.

Автоматизация существующего производства литых лопаток газотурбинного двигателя подразумевает отказ от изготовления форм ручным способом и переход на роботизированный способ изготовления. Также одной из задач является повышение выхода годного, который можно повысить изготовлением как можно большего числа сопловых блоков лопаток за одну плавку. Использование плавильно-заливочных установок с ёмкостью металла до 150 кг позволяет решить эту задачу, при этом необходима разработка литниково питающей системы (ЛПС) позволяющей произвести заливку большого числа лопаток. Для литья лопаток из жаропрочных сплавов используются следующие литниково питающие системы: с верхним подводом металла; сифонная; боковая односторонняя через торец лопатки; со щелевым питателем в тонкую кромку пера [1]. Для лопаток с двумя полками применяют комбинированную литниковую систему [2]. Металл подводится от центрального стояка снизу и сверху. Количество металла, заливаемого снизу и сверху, регулируется пережимом (дросселем) на стояке.

Важнейшими требованиями при проектировании ЛПС являются обеспечение плавного заполнения полости литейной формы, питание тепловых узлов отливок в процессе кристаллизации металла, обеспечение одинаковых условий заполнения полостей лопаток металлом, охлаждения и кристаллизации металла для каждой отливки в блоке [2].

Для изготовления литых лопаток газотурбинного двигателя (ГТД), используют дорогостоящие никелевые сплавы, причем на сами лопатки расходуется лишь небольшая их часть, остальное - это элементы литниково питающей системы. Поэтому большая часть сплава после заливки представляет собой отходы, использование которых повторно значительно снижает себестоимость лопаток. Однако использование возврата сопряжено с

некоторыми рисками, связанными с возможностью загрязнения сплава неметаллическими включениями и угаром легирующих компонентов. Поэтому исследование последствий использования возврата собственного производства в изготовлении лопаток весьма актуально.

Методики исследования

Изготовление стержней и огнеупорной оболочки

Стержень на основе электрокорунда изготавливали путем запрессовки пластифицированной массы в пресс-форму на пресс-автомате. Далее заготовки стержней спекали по заданному температурному режиму.

Пресс-форма для изготовления восковых моделей соплового блока изготавливалась из силиконового компаунда холодного отверждения, с использованием в качестве промодели SLA-модели соплового блока. Для изготовления моделей в силиконовых формах применялась вакуумная заливка модельной массы. Элементы литниковой системы были выращены из выплавляемого материала PolyPort - PMMA методом 3D печати.

Огнеупорная оболочка изготавливалась путем последовательного нанесения керамических слоев на восковую модель с использованием роботизированной линии изготовления оболочек Shell-O-Matic. Для приготовления суспензии использовалась смесь микропорошков. Для обсыпки применяли электрокорунд.

Нанесение слоев огнеупорной керамики на модели происходит в два этапа. На первом наносятся слои, содержащие модификатор структуры никелевого сплава, а затем наносятся 8 слоев огнеупорной керамики, обеспечивающие прочность оболочки.

После сушки оболочки подвергаются вытопке с последующей прокалкой в электропечи камерного типа.

Затем проводилась заделка технологических отверстий. После заделки керамическая оболочка подвергалась сушке в естественных условиях, после чего помещалась в заливочный контейнер и передавалась на заливку.

Плавка сплава и заливка лопаток

В данной работе впервые были применены керамические тигли вместимостью 100 кг никелевого сплава, изготовленные по технологии НИТУ «МИСиС» – «УГАТУ».

Плавка и заливка жаропрочного сплава осуществляется на вакуумно-плавильной установке ALD VIM20. Заливочный контейнер с оболочкой нагревался в печи подогрева плавильной установки и заливался жаропрочным никелевым сплавом ЖС6У-ВИ.

После затвердевания металла форма была извлечена из плавильной установки и после остывания направлена на выбивку. Удаление электрокорундовых стержней из лопаток производилось путём обработки концентрированным раствором щелочи в автоклаве.

Моделирование заполнения и затвердевания

Моделирование процесса заполнения формы и затвердевания блока лопаток производили с помощью программы ProCast 2016.1. Теплофизические свойства сплава ЖС6У-ВИ рассчитывали для среднего состава с помощью термодинамической базы программы ProCast для никелевых сплавов. Расчёт был проведён для равновесных условий кристаллизации. Теплофизические свойства корундовой керамики, из которой изготавливалась форма, были взяты из работы [3].

Температурная зависимость коэффициента теплопередачи между отливкой и формой была взята из работы [4].

Исследование влияния использования возврата собственного производства на свойства лопаток

Исследовали образцы, вырезанные из замковой части лопатки и элементов литниковой системы, примыкающих к лопатке, отлитые в керамическую оболочковую форму в производственных условиях из переплавленного в вакуумной дуговой печи возврата сплава ЖС6У-ВИ собственного производства. Отходы предварительно подготавливались, но не

переплавлялись. Они были очищены от загрязнений и окисленного поверхностного слоя. Плавка производилась в вакуумной дуговой печи Arc 200. Полученные образцы подвергались термической обработке в муфельной лабораторной печи на воздухе при температуре 1210 °С в течение 4 часов с последующим охлаждением образцов в потоке воздуха.

Исследование микроструктуры и микрорентгеноспектральный анализ сплавов проводились с использованием сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) TESCAN VEGA 3 SBH с приставкой энергодисперсионного микроанализа Oxford. Химический состав образцов сплавов определяли по результатам микрорентгеноспектрального анализа (МРСА) на площади 1x1 мм.

Твёрдость по Виккерсу (HV10) определяли на универсальном твердомере NEMESIS 9001 фирмы INNOVATEST при нагрузке 10 кгс. Длительность нагружения составляла 12 с. Механические испытания на растяжение проводили на универсальной испытательной машине Instron 5569.

Экспериментальная часть

Разработка литниково-питающей системы

При разработке литниково-питающей системы старались обеспечить металлоёмкость до 100 кг и габариты литниковой системы (керамической формы) не более 560 мм в диаметре и не более 650 мм в высоту. Эти параметры определяются размерами тигля и плавильной узла подогрева формы плавильно-заливочной установки ALD VIM20. Использовалась литниковая система, описанная в патенте [5] и работе [4]. Данная ЛПС отличается тем, что расплавленный металл подаётся через приёмную чашу в вертикальный колодец, где происходит торможение потока за счет дроссельного устройства и отделение первой порции в расширяющейся части, далее металл плавно заполняет отливки.

На рис. 1 представлены модели разработанных литниковых систем, рассчитанные на одновременную заливку 6-ти сопловых блоков (вариант 1 и 3) или 8-ми сопловых блоков (вариант 2). В 1-ом варианте ЛПС сопловые блоки располагаются перпендикулярно литниковым ходам. Во втором варианте ЛПС сопловые блоки располагаются параллельно литниковым ходам, что позволяет расположить большее число блоков в одной форме. Третий вариант ЛПС отличается тем, что перья лопаток соплового блока располагаются горизонтально.

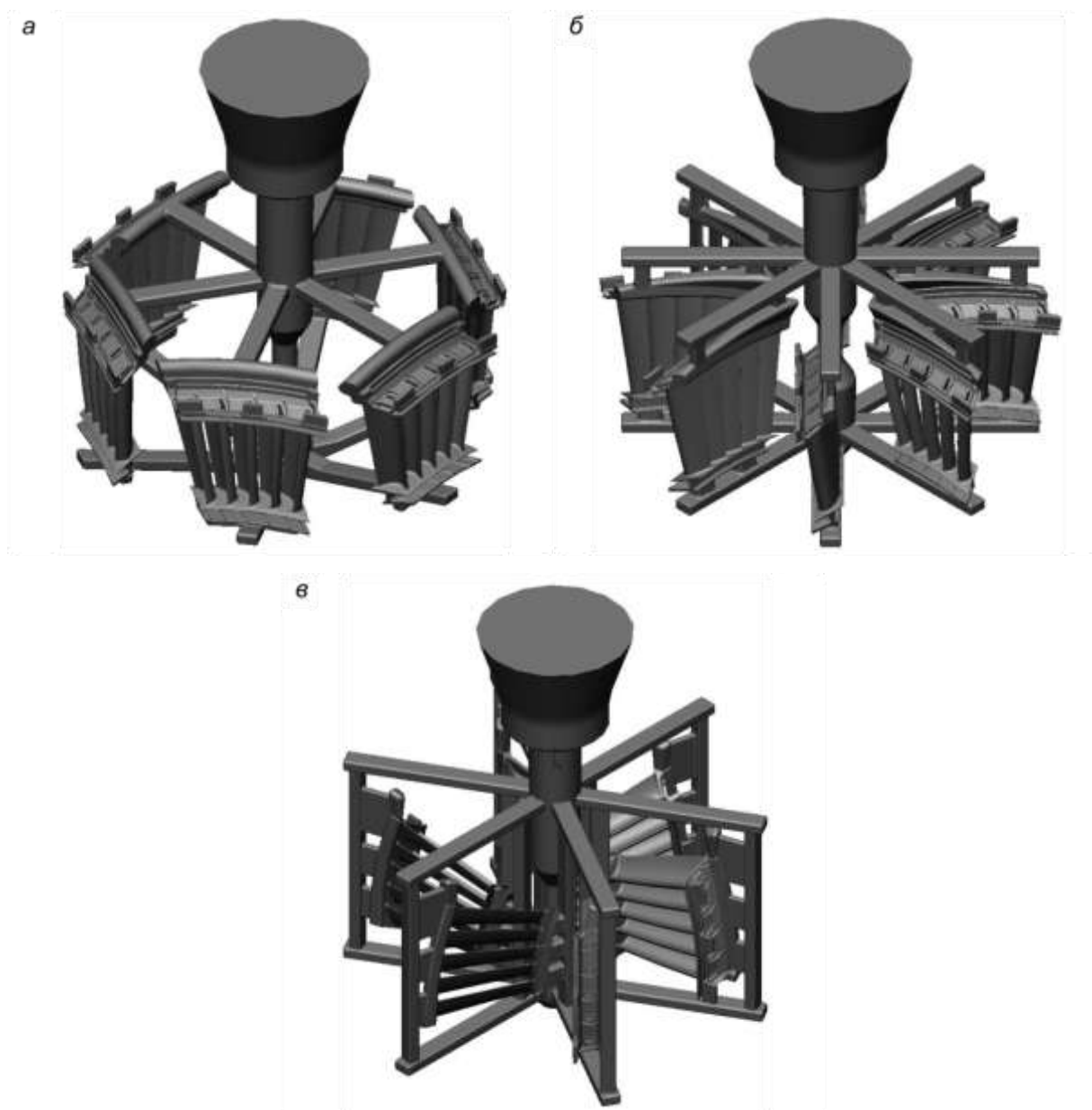


Рис. 1 – Рассмотренные варианты литниковой системы: *a* – вариант 1; *б* – вариант 2; *в* – вариант 3.

Для всех вариантов ЛПС проводили моделирование заливки с помощью программы ProCast. Для вариантов ЛПС 1 и 2 моделирование заливки проводили при различном диаметре дросселирующего устройства с целью добиться заполнения сопловых блоков через нижний литниковый ход, а прибыльной части через верхний. В случае 3-его варианта ЛПС верхний литниковый ход предназначен для выхода газа в процессе заполнения формы. Для 1-го варианта ЛПС по истечении 4,7 секунд от начала заливки лопатки и верхняя полка были заполнены металлом. При этом горячий металл поступает через верхний литниковый ход, что должно положительно сказаться на питании отливок. Уровень расплава в лопатках для этого варианта ЛПС одинаков и их заполнение происходит равномерно. Для 2-го варианта ЛПС, как и для варианта 1 ЛПС заполнение прибыли происходит через верхний литниковый ход. Уровень расплава в лопатках по ходу заполнения для 2-ого варианта ЛПС неодинаков. Он несколько выше в лопатке находящейся с краю. В третьем варианте ЛПС сопловые блоки повернуты так, что перья лопаток расположены горизонтально. При этом перо лопатки заполняется с двух сторон, а потоки расплава сливаются в центре пера. Температура в месте слияния потоков по результатам моделирования составляет 1440-1480 °С, то есть на 70-110 °С выше температуры ликвидуса сплава ЖС6У-ВИ.

Также было смоделировано распределение пористости для различных вариантов ЛПС. Для всех вариантов ЛПС характерна пористость в перьях лопаток. При этом для варианта 3 пористость значительно меньше, что связано с особенностями затвердевания. В этом случае центры лопаток соплового блока наиболее холодные и фронт затвердевания движется от центра в обе стороны. В нижней полке соплового блока пористость отсутствует для второго и третьего варианта технологии. Для первого варианта технологии наблюдается небольшой участок нижней полки, где имеется пористость. Что касается верхней полки соплового блока, то для

всех вариантов технологии пористость примерно одинакова. Поскольку сопловые блоки подвергаются высокотемпературной газостатической обработке (ВГО) [6], пористость в них не критична и может быть устранена.

По результатам моделирования был выбран первый вариант ЛПС, которые обеспечивает одинаковый уровень расплава в лопатках и равномерное заполнение, допустимый уровень литейных дефектов, а также низкий температурный градиент по длине лопатки соплового блока в момент затвердевания, что гарантирует низкий уровень литейных напряжений.

Была проведена заливка опытного соплового блока лопаток третьей ступени. С целью обеспечения хорошего доступа при нанесении керамической оболочки количество одновременно заливаемых сопловых блоков с 6-ти до 5-ти. На рис. 4 показаны этапы технологической цепочки получения формы и отливка. Залитый сопловой блок представлен на рис. 2, *e*.

Изготовление керамических оболочек осуществлялось роботизированным способом на линии Shell-O-Matic. Данная технология перспективна с точки зрения увеличения производительности и повышения автоматизации процесса получения литых лопаток из жаропрочных никелевых сплавов.



Рис. 2 – Технологическая цепочка изготовления отливки: промодель полученная по SLA технологии (а); керамический стержень (б); восковая модель отливки со стержнями (в); восковая модель отливок с литниково-питающей системой (г); керамическая форма (д); отливка соплового блока (е).

Исследование влияния использования возврата на свойства сплава

Для изучения возможности использования возврата собственного производства был исследован образец лопатки, отлитой в производственных условиях из сплава приготовленного полностью из возврата собственного производства. С помощью МРСА был исследован фазовый состав сплава. На рисунке 3а показана микроструктура лопатки в районе замковой части. На рисунке 3б представлена микроструктура образца, вырезанного из области

литника. Фазы, присутствующие в микроструктуре образца, идентифицировали, опираясь на описанные в литературе сведения о возможных соединениях в жаропрочных никелевых сплавах [7, 8].

Для более точной идентификации фаз был произведен расчет фазового состава сплава ЖС6У-ВИ при температурах 20 и 1210°C с использованием программного обеспечения Thermo-Calc. Результаты расчета представлены в таблице 1.

Таблица 1

Результаты расчета фазового состава сплава ЖС6У-ВИ (0,15 %C; 5,4 %Al; 2,7 %Ti; 9 %Cr; 9,9 %Co; 59,3 %Ni; 1 %Nb; 1,6 %Mo; 11 %W, состав в мас.%)

t, °C	Фаза	Доля фазы, % мас.	Объемная доля, %	Элементы, % мас./ % ат.								
				Ni	Co	Cr	W	Al	Ti	Nb	Mo	C
1210	γ'	98,33	98,43	60,3	10,1	9,1	10,5	5,5	2,4	0,5	1,6	-
				60,1	10,0	10,3	3,3	11,9	3,0	0,3	1,0	0,1
	MeC	0,98	1,26	-	-	0,1	5,6	-	32,9	47,3	0,4	13,8
				-	-	0,1	1,3	-	28,9	21,4	0,2	48,2
	(W)	0,69	0,31	-	-	0,8	94,9	-	-	0,3	3,9	-
				0,1	0,1	2,6	89,5	-	-	0,6	7,1	-
20	Ni ₃ (Al,Ti) (γ')	39,18	43,33	81,9	0,6	0,2	-	8,0	6,7	2,6	-	-
				74,5	0,5	0,2	-	15,9	7,5	1,5	-	-
	Ni ₃ Al (γ')	30,79	32,56	81,4	1,0	10,0	-	7,3	0,2	-	-	-
				74,1	0,9	10,3	-	14,5	0,2	-	-	-
	R	17,62	12,24	-	33,1	13,1	53,7	-	-	-	-	-
				0,1	50,8	22,7	26,4	-	-	-	-	-
	γ	5,07	4,82	37,5	62,5	-	-	-	-	-	-	-
				37,6	62,4	-	-	-	-	-	-	-
	μ	4,69	3,87	3,6	5,2	24,5	32,6	-	-	-	34,1	-
				5,3	7,7	40,9	15,4	-	-	-	30,8	-
	Me ₂₃ C ₆	2,65	3,18	-	3,8	90,5	-	-	-	-	-	5,7
				-	2,8	76,5	-	-	-	-	-	20,7

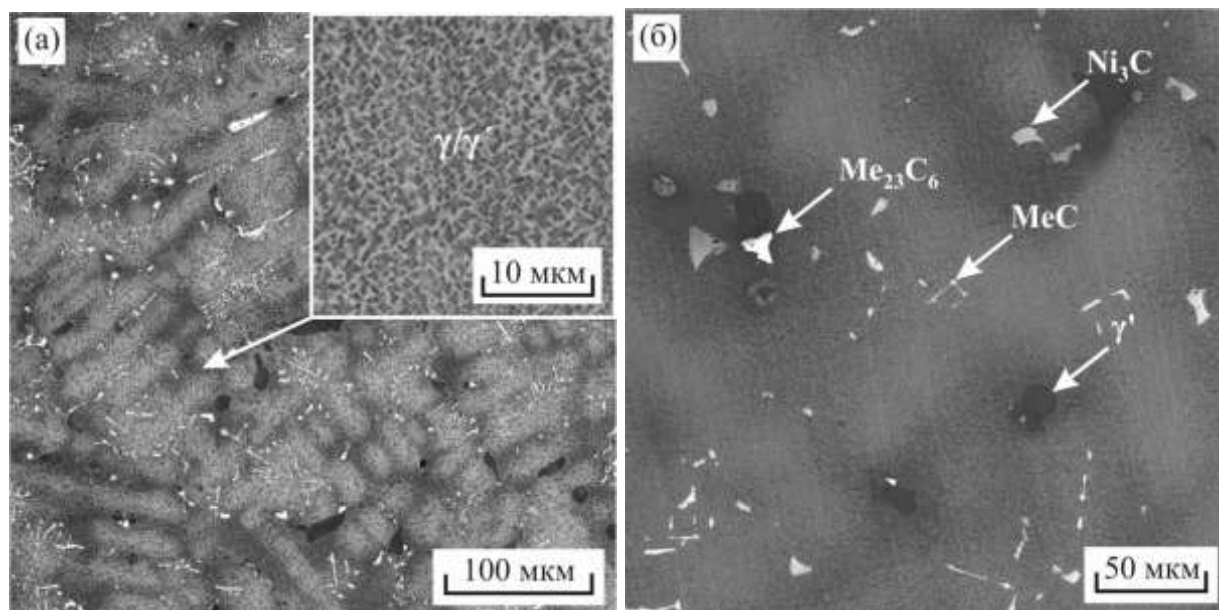


Рис. 3 – Микроструктура сплава ЖС6У-ВИ отлитого в оболочковую форму: тонкая часть лопатки (а); область литника, примыкающего к лопатке (б) (СЭМ)

Установлено, что использование возврата в шихте принципиально не изменяет фазовый состав сплава, относительно описанного в литературе [7-10] и рассчитанного с использованием программы Thermo-Calc (таблица 1), однако присутствие в структуре единичных частиц, содержащих Zr, свидетельствует о наличии небольшого загрязнения металла в результате его переплава.

Измерение твердости сплавов в литом и термообработанном состоянии показало, что при использовании возврата в качестве шихтового материала твердость сплава не изменяется (рис. 4а). Твердость в литом состоянии колебалась на уровне 470 HV, в термообработанном состоянии она понизилась и составила примерно 390 HV. Механические свойства образцов сплава не снижаются при применении возврата в качестве шихтового материала относительно образцов, полученных из первичного сплава (рис. 4б).

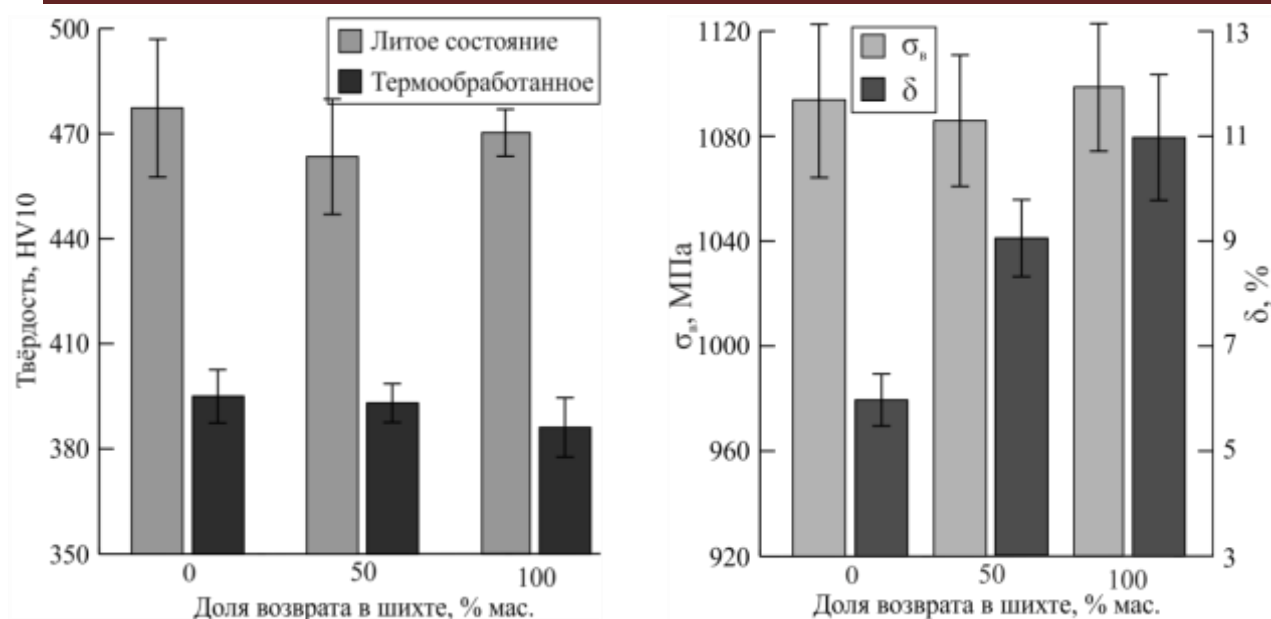


Рис. 4 – а) твердость сплава ЖС6У-ВИ в литом и термообработанном состоянии, б) механические свойства образцов сплава ЖС6У-ВИ после ТО

Относительное удлинение возрастает с увеличением количества возврата в шихте, не смотря на загрязнение образцов неметаллическими включениями. Положительный эффект высокотемпературного переплава ЖС известен и описан в литературе [11, 12].

Выводы

1. Разработана литниково-питающая система для получения нескольких блоков лопаток. Было показано, что можно отливать не менее 5-ти блоков сопловых лопаток путем одновременной заливки многоместной формы.

2. Разработанная технология является перспективной для серийного получения лопаток для газотурбинных двигателей только в условиях роботизированного производства и применения плавильно-заливочных установок большой мощности до 150 кг жидкого никелевого сплава.

4. Применение отходов производства лопаток ГТД при производстве сплава ЖС6У-ВИ, не изменяет его твердость в литом и термообработанном

состоянии и механические свойства после ТО в сравнении с первичным сплавом, полученным в аналогичных условиях.

5. Использование в шихте до 100% отходов производства лопаток ГТД позволяет получить сплав, соответствующий по химическому составу, структуре и фазовому составу сплаву ЖС6У-ВИ, но применение отходов производства лопаток ГТД в огнеупорные оболочковые формы, загрязняет сплав неметаллическими включениями.

Список литературы

1. Рахманкулов М.М., Паращенко В.М. Технология литья жаропрочных сплавов. М.: Интермет Инжиниринг, 2000. 464 с.

2. Литые лопатки газотурбинных двигателей: сплавы, технологии, покрытия / под. Ред. Е.Н. Каблова – 2-е изд.. М.: Наука, 2006. 632 с.

3. Баженов В.Е., Колтыгин А.В., Фадеев А.В. Использование программы ProCast для моделирования процесса получения отливок из сплава TNM-B1 на основе алюминиды титана литьём в керамические формы // Изв. вуз. Цветная металлургия. 2013. № 6. С. 9–13.

4. Фадеев А.В., Баженов В.Е., Колтыгин А.В., Белов В.Д., Ефремов А.А., Павлинич С.П. Разработка литниково-питающей системы с увеличенным объемом литейной формы для литья лопаток // Литейное производство. 2017. № 12. С. 13–17.

5. Белов В.Д., Деев В.Б., Фадеев А.В., Баженов В.Е., Павлинич С.П., Никифоров П.Н., Аликин П.В. Литниковая система для заливки лопаток из жаропрочных сплавов для газотурбинного двигателя в формы, изготовленные автоматизированным способом: Пат. 2644868 (РФ). 2018.

6. Базылева О.А., Рассохина Л.И., Нефедов Д.Г., Роголёв А.М. Исследование влияния высокотемпературной газостатической обработки на структуру и свойства интерметаллидного сплава ВКНА-4 // Письма о материалах. 2014. Т. 4, № 3. С. 163–166.

7. Geddes B., Leon H., Huang X. Superalloys: alloying and performance. Materials Park, Ohio: ASM International, 2010. 176 p.
8. Reed R.C. The Superalloys: Fundamentals and Applications. Cambridge: Cambridge University Press, 2006. 372 p.
9. Pollock T.M., Tin S. Nickel–Based Superalloys for Advanced Turbine Engines: Chemistry, Microstructure and Properties // Journal of Propulsion and Power. 2006. Vol. 22. No. 2. P. 361–374.
10. Donachie M.J., Donachie S.J. Superalloys: a technical guide. 2nd ed. Materials Park. OH: ASM International, 2002. 439 p.
11. Зеленюк А.Н., Елькин А.В., Наумик В.В. Исследование качества мерных слитков, полученных из 100% технологического возврата, рафинированного методом температурно–временной обработки // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. 2012. № 1. С. 45–48.
12. Барышев Е.Е. , Костина Т.К., Тягунов А.Г., Савина Л.Г., Павлинич С.П., Мысик Р.К., Семенова И.П. Влияние обработки расплава на структуру жаропрочного сплава ЖС6У в жидком состоянии и процессе его кристаллизации// Высокотемпературные расплавы 1997. № 1. С. 26–31.

УДК 669.018.44:669.245

Ресурсосберегающая технология переработки отходов деформируемых жаропрочных никелевых сплавов

Мин П.Г., к.т.н.; Вадеев В.Е.; Крамер В.В.

viamlab3@mail.ru

¹*Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»), Москва*

Аннотация

Представлена ресурсосберегающая технология получения деформируемых жаропрочных сплавов ВЖ175 и ВЖ172 для дисков турбины и сварных деталей горячего тракта перспективных газотурбинных двигателей с использованием до 100 % отходов, в том числе некондиционных.

Ключевые слова:

отходы, вакуумная индукционная плавка, рафинирование, редкоземельные металлы, жаропрочный никелевый сплав.

Введение

Во ФГУП «ВИАМ» разработаны новые жаропрочные деформируемые никелевые сплавы ВЖ175 [1-4] и ВЖ172 для дисков турбины и сварных деталей горячего тракта перспективных газотурбинных двигателей (ГТД).

В связи с высоким уровнем легирования дефицитными дорогостоящими компонентами новые сплавы отличаются повышенной стоимостью, что сдерживает их внедрение в серийное производство. Как показывает опыт производства литейных жаропрочных сплавов, эффективным решением задачи снижения стоимости готовой продукции является вовлечение в цикл производства отходов, образующихся при изготовлении полуфабрикатов и деталей из данных сплавов [5-9].

Существующие промышленные технологии производства сплавов ВЖ175 и ВЖ172 допускают применение до 50 % кондиционных отходов и не позволяют использовать некондиционные отходы: стружку, гарнисаж, корольки, скрап, которые составляют значительную долю при производстве деталей из деформируемых сплавов на моторостроительных заводах. Такие отходы, как правило, имеют повышенное загрязнение различными примесями [10-22]: в процессе их образования происходит окисление поверхности, на стружке после механической обработки остаются масла и эмульсии, применяемые в токарном оборудовании и содержащие органические соединения с серой и углеродом.

При попадании в сплав эти примеси приводят к образованию нежелательных фаз и снижению механических свойств сплава [11,12], поэтому необходимо уделять особое внимание процессам подготовки отходов и рафинирования расплава [23-35].

ФГУП «ВИАМ» имеет большой опыт переработки отходов литейных никелевых жаропрочных сплавов. При этом немаловажную роль в рафинировании расплава от вредных примесей оказывают редкоземельные металлы (РЗМ) [36-41], вводимые в качестве технологических добавок.

Соединения РЗМ с примесями, например, кислородом и серой, удаляются из расплава путем адсорбции на стенках плавильного тигля при выплавке или поверхности пенокерамического фильтра при разливке [42-52].

Для рафинирования некондиционных отходов жаропрочных сплавов ВЖ175 и ВЖ172 были использованы РЗМ эрбий и диспрозий, высокая эффективность которых была показана в статье [24]. Другим определяющим фактором выбора данных РЗМ является высокое давление упругости насыщенного пара эрбия и диспрозия, что обеспечивает их остаточное содержание в сплаве на минимальном уровне, не оказывающим влияние на его химический и фазовый состав [23].

В рамках выполнения Государственного контракта «Совершенство» по подпрограмме «Развитие промышленности редких и редкоземельных металлов» сотрудниками ФГУП «ВИАМ» была разработана ресурсосберегающая технология производства деформируемых жаропрочных никелевых сплавов ВЖ175 и ВЖ172 с использованием до 100 % отходов, как кондиционных [1, 2], так и некондиционных [23]. Применение разработанной технологии позволит на 20-30 % снизить стоимость новых сплавов без ухудшения их качества по сравнению с существующими серийными технологиями их изготовления.

Методика исследования

Объектом исследования являлись перспективные деформируемые жаропрочные никелевые сплавы ВЖ175 и ВЖ172, предназначенные для изготовления дисков ГТД, корпусных элементов и сварных деталей горячего тракта, а также отходы данных сплавов: кондиционные – в виде обрезки со штамповочными дефектами и некондиционные – в виде стружки, скрапа, гарнисажа и корольков.

Сушку отходов перед выплавкой проводили в электропечи типа ПВП-1000/12,5. Выплавку проводили в вакуумной индукционной печи (ВИП) УВНС-4 (ВИАМ-2002) в тиглях емкостью 10 и 20 кг. Разливку осуществляли

в стальные трубы, внутренний диаметр которых составлял 90 мм. Переплав полученных слитков проводили в вакуумной дуговой установке с расходуемым электродом VAR L 200. Деформацию заготовок проводили на прессе усилием 1600 тс, оборудованном изотермической установкой УИДИН-500. Полную термическую обработку (ПТО), включающую закалку (гомогенизацию) и старение, проводили в камерной электропечи сопротивления Nabertherm LT 15/13.

Содержание легирующих элементов в сплаве определяли методом волно-дисперсионной рентгенофлуоресцентной спектromетрии на установке S4 EXPLORER фирмы «Bruker Support» на твердых образцах, вырезанных из донной части слитка. Определение содержания серы, углерода, кислорода, азота проводили на газоанализаторах CS-600, TC-600 фирмы «Leco» [53], остальных примесей – масс-спектрометрическим методом на установке iCAP Qc фирмы «Thermo Fisher Scientific» [54].

Испытания на длительную прочность проводили на оборудовании «ZST 2/3» по ГОСТ 10145, на растяжение на – «Tiratest 2300/1» по ГОСТ Р 1497, на ударную вязкость на маятниковом копре «ИО 5003-0,3» по ГОСТ 9454-78.

Экспериментальная часть

Внешний вид некондиционных отходов показан на рисунке 1. На поверхности данных отходов наблюдаются различные загрязнения в виде окислов, остатков керамики, масел и эмульсий.

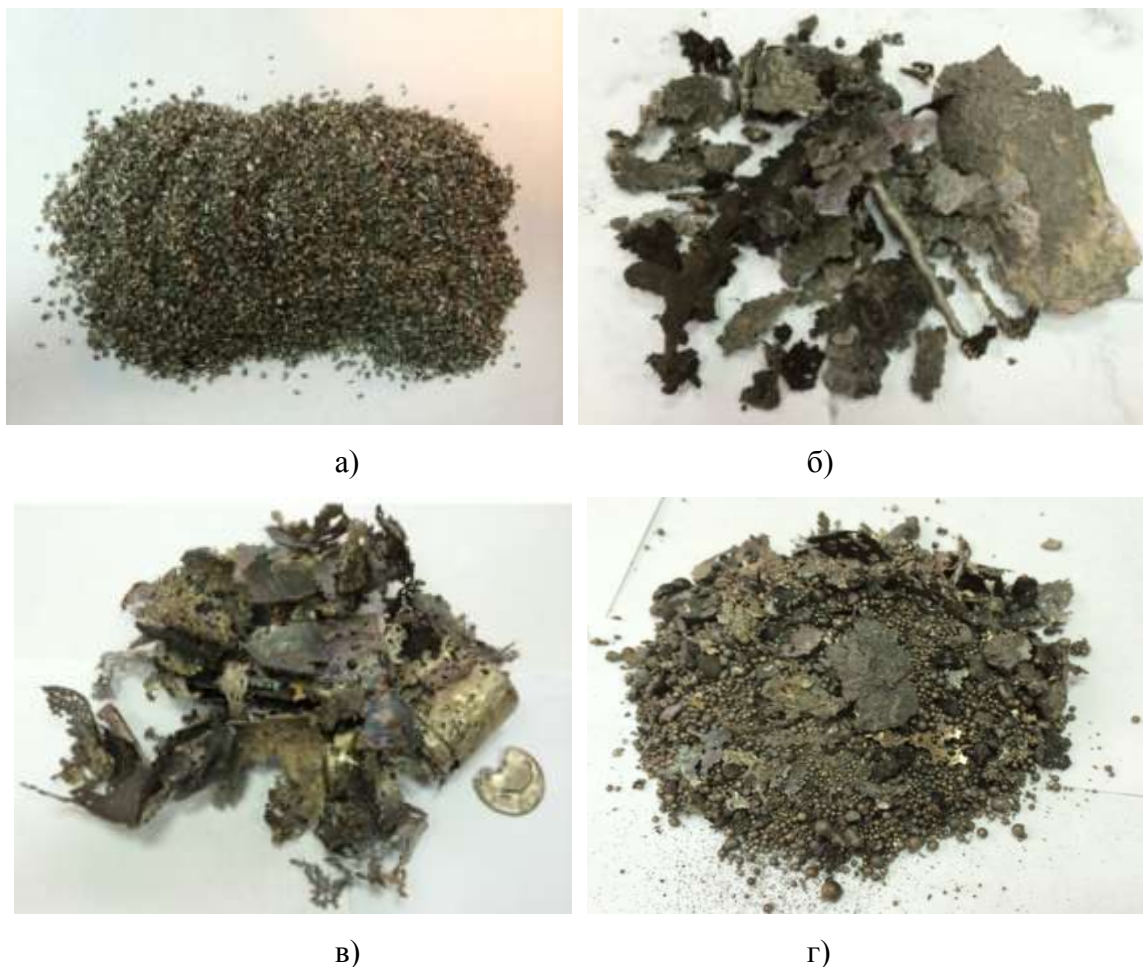


Рис. 1 – Внешний вид некондиционных отходов жаропрочных деформируемых сплавов: а – стружка; б – гарнисаж; в – скрап; г – корольки

Результаты химического анализа каждого вида используемых отходов, показали, что некондиционные отходы деформируемых жаропрочных сплавов ВЖ175 и ВЖ172, как и предполагалось, загрязнены вредными примесями – кислородом, азотом, серой (таблица 1).

Содержание примесных элементов в деформируемых сплавах ВЖ172 и ВЖ175

Сплав	Образец	Содержание примесных элементов, % масс.										
		Si	Fe	S	Mn	P	Pb	Bi	As	Sn	O	N
ВЖ175	Обрезь	0,12	0,21	0,0019	н/о	н/о	<0,00001	<0,00001	<0,0009	0,00005	0,0082	0,0062
	стружка	0,03	0,34	0,0021	н/о	н/о	0,00002	<0,00001	<0,0003	0,0001	0,0085	0,0013
	гарнисаж	0,11	0,42	0,0140	н/о	н/о	0,00002	<0,00001	<0,0003	0,0002	0,1000	0,0023
	скрап	0,06	0,75	0,0018	н/о	н/о	<0,00001	<0,00001	<0,0003	0,0002	0,0055	0,0023
	корольки	0,04	0,58	0,0020	н/о	н/о	0,00001	<0,00001	<0,0003	0,0001	0,066	0,0012
	стружка после очистки	0,03	0,33	0,0011	н/о	н/о	0,00002	<0,00001	<0,0003	0,0001	0,0080	0,0011
	МШЗ	0,07	0,20	0,0006	н/о	н/о	0,00001	<0,00001	0,0001	0,0002	0,0018	0,0013
	готовая продукция	0,09	0,29	0,0002	0,030	0,0017	<0,00001	<0,000005	0,00014	<0,0002	0,0005	0,0008
ТУ	≤0,5	≤0,5	≤0,01	≤0,4	≤0,015	-	-	-	-	-	-	
ВЖ172	Обрезь	0,04	0,21	0,0024	н/о	н/о	<0,00001	<0,00001	<0,0009	0,00005	0,017	0,0005
	стружка	0,03	0,43	0,0029	н/о	н/о	0,0008	<0,00001	<0,0003	0,00007	0,092	0,0015
	гарнисаж	0,10	0,47	0,0083	н/о	н/о	<0,00001	<0,00001	<0,0003	0,00006	0,200	0,0043
	скрап	0,04	0,26	0,0073	н/о	н/о	<0,00001	<0,00001	<0,0003	0,00006	0,280	0,0040
	корольки	0,05	0,34	0,0035	н/о	н/о	0,00001	<0,00001	<0,0003	0,00005	0,030	0,0005
	стружка после очистки	0,03	0,45	0,0012	н/о	н/о	0,00004	<0,00001	<0,0003	0,00005	0,085	0,0018
	МШЗ	0,11	0,26	0,0007	0,095	0,0026	<0,00001	<0,00001	0,0010	0,00050	0,0015	0,0010
	готовая продукция	0,10	0,20	0,0003	0,002	0,0025	0,00002	<0,00001	<0,0006	0,00012	0,0006	0,0007
ТУ	≤0,5	≤0,4	≤0,015	≤0,4	≤0,015	-	-	-	-	-	-	

Технология переработки некондиционных отходов жаропрочных деформируемых сплавов представляет собой многостадийный процесс, включающий предварительную подготовку отходов, выплавку в вакуумной индукционной печи марочной шихтовой заготовки (МШЗ) с применением некондиционных отходов и выплавку сплава с применением МШЗ и кондиционных отходов.

Предварительная подготовка отходов позволяет удалить основную часть поверхностных загрязнений. Она включает измельчение крупногабаритных отходов, пескоструйную обработку для удаления остатков керамики, промывку обезжиривающим раствором и сушку в открытой печи электросопротивления. Данная схема обеспечивает эффективное удаление остатков масел и эмульсий, применяемых в оборудовании для токарной обработки, и предотвращает попадание в сплав серы и углерода, содержащихся на поверхности отходов.

Предусмотренное технологией многостадийное рафинирование расплава во время выплавки МШЗ, включающее высокотемпературное рафинирование расплава (ВТР) в вакууме, рафинирование кальцием, эрбием, диспрозием, лантаном и магнием обеспечивает снижение в сплавах кислорода, азота и серы по сравнению с используемыми некондиционными отходами (таблица 1).

Полученная МШЗ вместе с кондиционными отходами используются при выплавке сплавов ВЖ175 и ВЖ172. В процессе плавки проводят химический экспресс-анализ состава для корректировки при необходимости. Для дополнительного рафинирования расплава от примесей при выплавке проводят ВТР и микролегирование лантаном, церием, магнием и скандием, предусмотренное стандартными технологиями производства сплавов ВЖ175 и ВЖ172.

Таким образом, реализация разработанной технологии позволяет обеспечить полное соответствие химического состава готовой продукции, выплавленной из отходов, требованиям действующих технических условий и обеспечить в сплавах ультранизкого содержания вредных примесей и газов.

Следует подчеркнуть, что подобранные технологические параметры выплавки обеспечивают минимизацию остаточного содержания дополнительно вводимых рафинирующих элементов и фактическое остаточное содержание эрбия и диспрозия в готовой продукции на 1-2 порядка ниже, чем их введенное количество, что не оказывает влияния на фазовый состав полученных сплавов. Это подтверждается исследованиями микроструктуры [23] – в образце сплава ВЖ175, выплавленного по разработанной технологии, фазы, содержащие эрбий и диспрозий не обнаружены.

В таблице 2 представлены результаты испытаний механических свойств сплавов ВЖ172 и ВЖ175, выплавленных по разработанной технологии из 100 % отходов в сравнении с со сплавами, выплавленными из

свежих шихтовых материалов. Результаты испытаний механических свойств подтверждают высокое качество полученных сплавов: все механические характеристики удовлетворяют требованиям действующих ТУ и Паспортов на сплавы и не уступают сплавам, изготовленным из свежих шихтовых материалов.

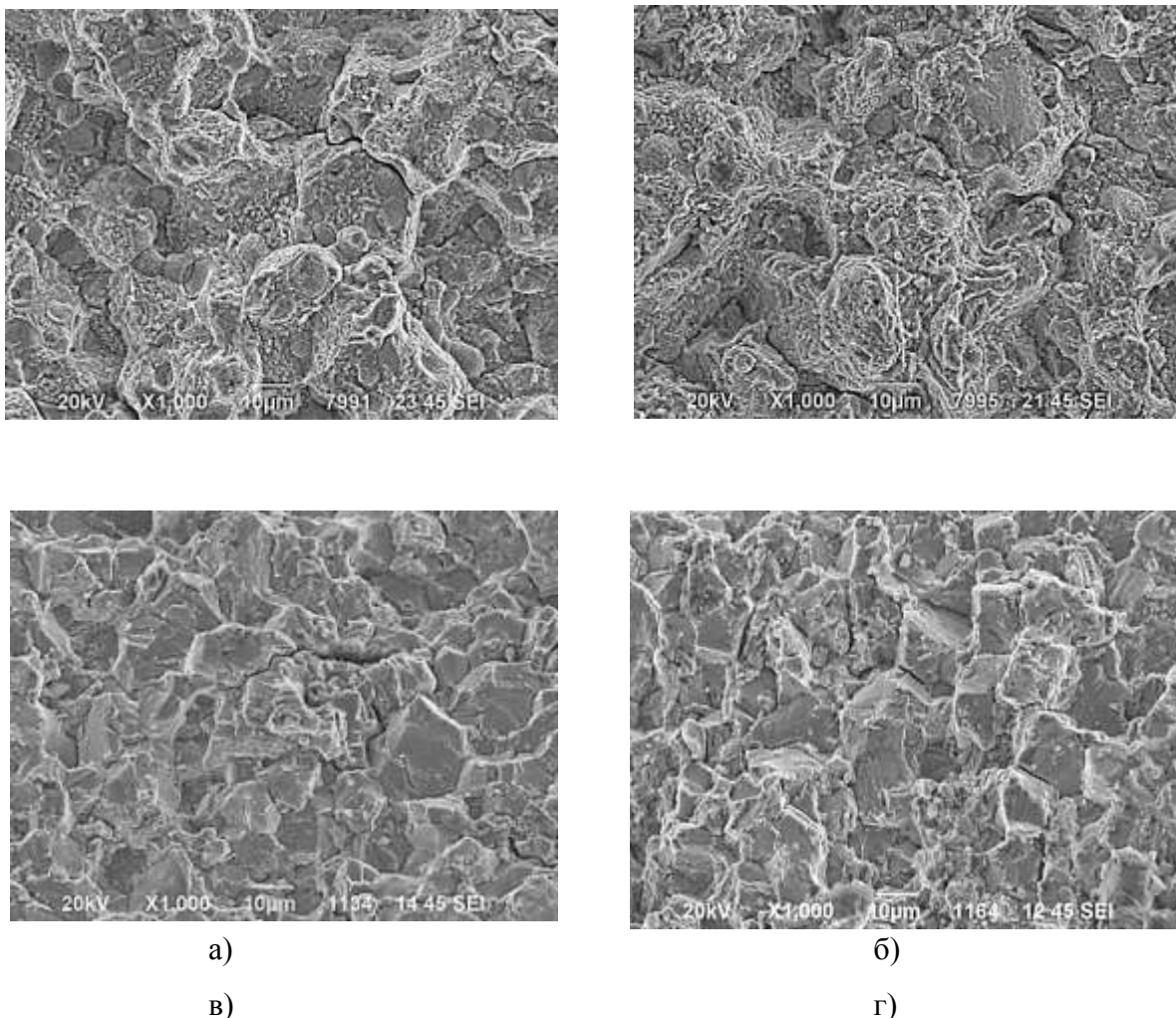
Таблица 2

Механические свойства деформируемых жаропрочных сплавов ВЖ175 и ВЖ172, выплавленных с использованием до 100 % отходов, в том числе некондиционных, в сравнении со сплавами, выплавленными из свежих шихтовых материалов

Марка сплава	Технология	Время до разрушения при $T = 750\text{ }^{\circ}\text{C}$ и $\sigma = 640\text{ МПа}$, ч	Кратковременные свойства при $T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$		Ударная вязкость (КСУ), Дж/см ²
			σ_b , Н/мм ²	δ , %	
ВЖ175	С применением до 100% отходов	151	1665	17	32,21
		149	1660	18,5	
		129	1640	16	35,55
		148	1640	18	
	С применением 100% свежей шихты)	125	1580	17	45,85
		118	1570	16	
		122	1580	16	39,72
		124	1590	17	
	Требования ТУ и Паспорта	≥ 100	≥ 1570	≥ 13	≥ 29
	ВЖ172	Технология	Время до разрушения при $T = 700\text{ }^{\circ}\text{C}$ и $\sigma = 590\text{ МПа}$, ч	Кратковременные свойства при $T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$	
σ_b , МПа				δ , %	
С применением до 100% отходов		127	1470	27	
			1470	27	
			1480	28	
			1470	27	
С применением 100% свежей шихты)		134	1420	25	
			1430	27	
			1430	26	
			1440	27	
Требования ТУ и Паспорта	≥ 100	≥ 1370	≥ 20		

Проведенный фрактографический анализ структуры изломов образцов после испытаний на длительную прочность (при $T = 750\text{ }^{\circ}\text{C}$ и $\sigma = 640\text{ МПа}$ для сплава ВЖ175 и при $T = 700\text{ }^{\circ}\text{C}$ и $\sigma = 590\text{ МПа}$) не обнаружил отличий в

строении изломов сплавов, выплавленных по разработанной технологии из отходов и из свежих шихтовых материалов (рисунок 2).



а – Сплав ВЖ175 (100 % отходов); б – Сплав ВЖ175 (100 % свежей шихты); в – Сплав ВЖ172 (100 % отходов);
г – Сплав ВЖ172 (100 % свежей шихты).

Рис. 2 – Микростроение изломов образцов жаропрочных деформируемых сплавов после испытаний на длительную прочность

Аналогичная технология была реализована в условиях ОА «Металлургический завод «Электросталь»: на основании полученных результатов, была разработана и внедрена в производство технология, включающая очистку отходов и выплавку из них МШЗ серийного деформируемого жаропрочного сплава ЭП742.

Заключение

Во ФГУП «ВИАМ» разработана ресурсосберегающая технология переработки до 100 % отходов деформируемых жаропрочных сплавов ВЖ175 и ВЖ172, как кондиционных, так и некондиционных. Разработанная технология включает предварительную подготовку отходов, рафинирование отходов в вакуумной индукционной печи с получением МШЗ и последующую выплавку сплавов ВЖ175 и ВЖ172 с применением полученной МШЗ и кондиционных отходов. Благодаря использованию современных металлургических подходов и многостадийного комплексного рафинирования расплава, разработанные технологии обеспечивают соответствие химического состава и механических свойств сплавов требованиям действующих технических условий и паспортов, при этом содержание вредных примесей в выплавленном металле находится на ультранизком уровне.

Применение разработанной технологии позволит на 20-30 % снизить стоимость новых сплавов без ухудшения их качества по сравнению с существующими серийными технологиями их изготовления, предусматривающими, использование до 50 % кондиционных отходов.

Литература

1. Мин П.Г., Вадеев В.Е., Калицев В.А., Крамер В.В. Технология получения деформируемого сплава ВЖ175 для дисков ГТД из кондиционных отходов // *Металлург*. 2015. №9. С. 76-80.
2. P.G. Min, V.E. Vadeev, V.A. Kalitsev, V.V. Kramer. Technology of Alloy VZh175 Preparation for GTE Disks from Conditioned Waste // *Metallurgist*, 2016, Vol. 59, Nos. 9-10, pp. 823-828. DOI: 10.1007/s11015-016-0179-9

3. Мин П.Г., Горюнов А.В., Вадеев В.Е. Современные жаропрочные никелевые сплавы и эффективные ресурсосберегающие технологии их изготовления //Технология металлов. 2014. №8. С. 12–23.

4. Min P.G., Goryunov A.V., Vadeev V.E. Modern Nickel Superalloys and the Efficient Re-source-Saving Technologies of Their Production // Russian Metallurgy (Metally), Vol. 2015, No 13, pp. 1060-1068. DOI: 10.1134/S0036029515130182

5. Мин П.Г., Сидоров В.В. Опыт переработки литейных отходов сплава ЖС32-ВИ на научно-производственном комплексе по изготовлению литых прутковых (шихтовых) заготовок ФГУП «ВИАМ» // Авиационные материалы и технологии. 2013. № 4. С. 20–25.

6. Сидоров В.В., Ригин В.Е., Горюнов А.В., Мин П.Г. Опыт переработки в условиях ФГУП «ВИАМ» литейных отходов жаропрочных сплавов, образующихся на моторостроительных и ремонтных заводах // Metallurg. №1. 2014. С. 86-90.

7. Сидоров В.В., Ригин В.Е., Горюнов А.В., Мин П.Г. Ресурсосберегающая технология переработки некондиционных отходов литейных жаропрочных сплавов //Металлург. 2014. №5. С. 35–39.

8. Sidorov V.V., Rigin V.E., Goryunov A.V., Min P.G. Processing Superalloy Foundry Waste Generated at Engine Building and Repair Plants: Experience of the All-Russia Research Institute of Aviation Materials // Metallurgist, 2014, Vol. 58, Nos. 1-2, pp. 69-74.

9. Sidorov V.V., Rigin V.E., Goryunov A.V., Min P.G. Resources-saving technology for recycling off-grade waste products cast from superalloys // Metallurgist, 2014, Vol. 58, Nos. 5-6, pp. 360-366. DOI: 10/1007/s11015-014-9916-0

10. Сидоров В.В., Ригин В.Е., Горюнов А.В., Мин П.Г. Инновационная технология производства жаропрочного сплава ЖС32-ВИ с учетом переработки всех видов отходов в условиях сертифицированного серийного

производства ФГУП «ВИАМ» // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2014. №6. Ст. 01 URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-6-1-1.

11. Сидоров В.В., Ригин В.Е., Тимофеева О.Б., Мин П.Г. Влияние кремния и фосфора на жаропрочные свойства и структурно-фазовые превращения в монокристаллах их высокожаропрочного сплава ВЖМ4-ВИ //Авиационные материалы и технологии. 2013. №3. С. 32–38.

12. Сидоров В.В., Ригин В.Е., Мин П.Г., Фоломейкин Ю.И., Тимофеева О.Б., Филонова Е.В., Исходжанова И.В. Влияние примесей на структуру и свойства высокожаропрочных литейных сплавов и разработка эффективных методов устранения их отрицательного влияния //Новости материаловедения. Наука и техника. 2014. №2. Ст. 03 (materialsnews.ru).

13. Сидоров В.В., Ригин В.Е., Горюнов А.В., Мин П.Г., Каблов Д.Е. Получение Re–Ru содержащего сплава с использованием некондиционных отходов // Металлургия машиностроения. 2012. №3. С.15–17.

14. Каблов Е.Н., Сидоров В.В., Каблов Д.Е., Мин П.Г., Ригин В.Е. Ресурсосберегающие технологии выплавки перспективных литейных и деформируемых супержаропрочных сплавов с учетом переработки всех видов отходов // Электрометаллургия. 2016. №9. С. 30-41.

15. Kablov E.N., Sidorov V.V., Kablov D.E., Min P.G., Rigin V.E. Resource-Saving Technologies of Making Advanced Cast and Deformable Superalloys with Allowance for Processing All Types of Wastes // Russian Metallurgy (Metally), Vol. 2016, No. 12, pp. 1187–1195. DOI: 10.1134/S0036029516120090

16. 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: 10.18577/2071-9140-2015-0-3-3-3-9.

17. Каблов Д.Е., Беляев М.С., Сидоров В.В., Мин П.Г. Влияние примесей серы и фосфора на малоцикловую усталость монокристаллов жаропрочного сплава ЖС36-ВИ // Авиационные материалы и технологии 2015. №4 (37). С. 25-28. DOI:10.18577/2071-9140-2015-0-4-25-28.

18. Мин П.Г., Сидоров В.В., Каблов Д.Е., Вадеев В.Е. Исследование серы и фосфора в литейных жаропрочных никелевых сплавах и разработка эффективных способов их рафинирования // Технология металлов. 2015. №12. С. 2–9.

19. Каблов Д.Е., Сидоров В.В., Будиновский С.А., Мин П.Г. Влияние примеси серы на жаростойкость монокристаллов жаропрочного сплава ЖС36-ВИ с защитным покрытием // Авиационные материалы и технологии. 2016. №1 (40). С. 20-23. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-1-20-23.

20. Мин П.Г., Сидоров В.В., Будиновский С.А., Вадеев В.Е. Влияние серы на жаростойкость монокристаллов жаропрочного никелевого сплава системы Ni-Al-Co-Re-Ta-Mo-W-Ru-Cr // Материаловедение, 2016. №7. С 9-12.

21. P.G. Min, V.V. Sidorov, S.A. Budinovskiy, V.E. Vadeev. Influence of Sulfur on Heat Resistance of Single Crystals of Heat-Resistant Nickel Alloy of Ni-Al-Co-Re-Ta-Mo-W-Ru-Cr System // Inorganic Materials: Applied Research. 2017. Vol. 8. No. 1, pp 90-93. DOI: 10.1134/S2075113317010233

22. Мин П.Г., Сидоров В. В., Каблов Д.Е., Вадеев В.Е., Зайцев Д.В. Исследование локального распределения фосфора и серы в γ и γ' – фазах монокристаллов сплава ЖС36-ВИ // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2017. №7 (55). Ст. 03. С. 24-35. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-7-3-3.

23. Оспенникова О.Г., Мин П.Г., Вадеев В.Е., Калицев В.А., Крамер В.В. Ресурсосберегающая технология переработки некондиционных отходов деформируемого сплава ВЖ175 для дисков ГТД // Труды ВИАМ: электрон.

науч.-технич. журн. 2016. №2 (38). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-2-1-1.

24. Мин П.Г., Вадеев В.Е., Калицев В.А., Крамер В.В. Рафинирование некондиционных отходов деформируемых никелевых сплавов в вакуумной и вакуумной индукционной печи. // Технология металлов. 2015. №4. С. 8-13.

25. Сидоров В.В., Ригин В.Е., Мин П.Г., Фоломейкин Ю.И. Влияние фосфора и кремния на структуру и свойства высокожаропрочных литейных сплавов и разработка эффективных методов устранения их отрицательного влияния // МиТОМ. №6. 2015. С.55-60.

26. Каблов Д.Е., Сидоров В.В., Мин П.Г. Влияние примеси азота на структуру монокристаллов жаропрочного никелевого сплава ЖС30-ВИ и разработка эффективных способов его рафинирования //Авиационные материалы и технологии. 2012. №2. С. 32–36.

27. 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.

28. D.E. Kablov, V.V. Sidorov, P.G. Min Regular features of nitrogen behavior in formation of single crystals of refractory nickel alloy ZnS30-VI and its effect on the operating properties // Metal Science and Heat Treatment, 2014, Vol. 56, Nos. 1-2, pp. 9-13.

29. Каблов Д.Е., Сидоров В.В., Мин П.Г. Закономерности поведения азота при получении монокристаллов жаропрочного никелевого сплава ЖС30-ВИ и его влияние на эксплуатационные свойства //МиТОМ. 2014. №1. С. 8–12.

30. Мин П.Г., Вадеев В.Е., Крамер В.В. Ресурсосберегающая технология получения деформируемого никелевого жаропрочного сплава ВЖ175 с применением некондиционных отходов // Металлург. 2016. №9. С. 88-94.

31. P. G. Min, V. E. Vadeev, V. V. Kramer. Resource-Saving Technology for Preparing Nickel Superalloy VZh175 Using Substandard Waste // Metallurgist, 2017, Vol. 60, Nos. 9–10, pp. 989-996. DOI: 10.1007/s11015-017-0397-9

32. Мин П.Г., Сидоров В.В., Вадеев В.Е. Закономерности поведения кремния при выплавке и направленной кристаллизации монокристаллических никелевых жаропрочных сплавов // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2017. №4 (52). Ст. 03. С. 24-32. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-4-3-3.

33. Мин П.Г., Сидоров В.В., Каблов Д.Е., Вадеев В.Е. Рафинирование монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов от примесей серы и кремния и нейтрализация вредного влияния фосфора // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2017. №4 (52). Ст. 04. С. 33-41. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-4-4-4.

34. Сидоров В.В., Мин П.Г., Каблов Д.Е. Десульфурация монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов при плавке в вакууме // Metallurg. 2017. №5. С. 57-62.

35. Каблов Е.Н., Сидоров В.В., Каблов Д.Е., Мин П.Г. Металлургические основы обеспечения высокого качества монокристаллических жаропрочных сплавов // Авиационные материалы и технологии. 2017. №S. С. 55–71. DOI:10.18577/2071-9140-2017-0-S-55-71.

36. Мин П.Г., Вадеев В.Е. Технология получения лигатур Ni-РЗМ в вакуумной индукционной печи для микролегирования жаропрочных никелевых сплавов // Технология металлов. 2016. №9. С. 19-25.

37. Каблов Д.Е., Сидоров В.В., Мин П.Г., Вадеев В.Е. Влияние примесей и лантана на эксплуатационные свойства сплава ЖС36-ВИ. // Металлургия машиностроения. 2015. №6. С.19-23.

38. Каблов Д.Е., Сидоров В.В., Мин П.Г., Пучков Ю.А. Влияние лантана на качество и эксплуатационные свойства монокристаллического жаропрочного никелевого сплава ЖС36-ВИ // Труды ВИАМ: электрон. науч.-

технич. журн. 2015. №12. Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-12-2-2.

39. Каблов Д.Е., Сидоров В.В., Мин П.Г., Пучков Ю.А. Влияние поверхностно-активных примесей и добавки лантана на структуру и свойства монокристаллического жаропрочного никелевого сплава ЖС36 // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2017. №4 (52). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-4-2-2.

40. Мин П.Г., Сидоров В.В., Вадеев В.Е. Поведение примесей и лантана при направленной кристаллизации монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2017. №7 (55). С. 36-47. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-7-4-4.

41. Сидоров В.В., Мин П.Г. Поведение редкоземельных металлов при плавке в вакууме и направленной кристаллизации жаропрочных никелевых сплавов // Электротехнология. 2017. №7. С. 3-11.

42. Сидоров В.В., Мин П.Г., Фоломейкин Ю.И., Вадеев В.Е. Влияние скорости фильтрации сложнолегированного никелевого расплава через пенокерамический фильтр на содержание примеси серы в металле // Электротехнология. №5. 2015. С. 12-15.

43. Сидоров В.В., Мин П.Г., Бурцев В.Т., Каблов Д.Е., Вадеев В.Е. Компьютерное моделирование и экспериментальное исследование реакций рафинирования в вакууме сложнолегированных ренийсодержащих никелевых расплавов от примесей серы и кремния // Вестник РФФИ. № 1 (85). 2015. С32-36

44. V.V. Sidorov, P.G. Min, Yu. I. Folomeikin, V.E. Vadeev. Influence of the Rate of Filtration of a Complexly Alloyed Nickel Melt through a Foam-Ceramic Filter on the Sulfur Impurity Content in the Metal // Russian Metallurgy (Metally), Vol. 2015, No. 6, pp. 487-489. DOI: 10.1134/S0036029515060142

45. V.V. Sidorov, V.E. Rigin, P.G. Min, Yu. I. Folomeikin. Effect of phosphorus and silicon on structure and properties of highly refractory cast alloys

and development of effective methods for eliminating their unfavorable effect // *Metal Science and Heat Treatment*, 2015, Vol. 57, Nos. 5-6, pp. 364-368.

46. V. V. Sidorov, V.E. Rigin, P.G. Min, Yu. I. Folomeikin. Removal of a Sulfur Impurity from Complex Nickel Melts in Vacuum // *Russian Metallurgy (Metally)*, Vol. 2015, No. 11, pp. 910-915. DOI: 10.1134/S003602951511018X

47. Сидоров В.В., Ригин В.Е., Мин П.Г., Фоломейкин Ю.И. Исследование процессов рафинирования в вакууме сложнолегированных никелевых расплавов от примеси серы. // *Металлы*. 2015. №6. С. 37–43.

48. Мин П.Г., Сидоров В.В. Рафинирование отходов жаропрочного никелевого сплава ЖС32-ВИ от примеси кремния в условиях вакуумной индукционной плавки // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.* 2014. №9. Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-9-1-1.

49. Сидоров В.В., Мин П.Г. Рафинирование сложнолегированного никелевого расплава от примеси серы при плавке в вакуумной индукционной печи. Часть 1 // *Электрометаллургия*. 2014. №3. С. 18-23.

50. Сидоров В.В., Мин П.Г. Рафинирование сложнолегированного никелевого расплава от примеси серы при плавке в вакуумной индукционной печи (часть 2) // *Электрометаллургия*. 2014. №5. С. 26–30.

51. V.V. Sidorov, P.G. Min. Refining a Complex Nickel Alloy to Remove a Sulfur Impurity during Vacuum Induction Melting: Part I // *Russian Metallurgy (Metally)*, Vol. 2014, No. 12, pp. 982-986. DOI: 10.1134/S003602951412009X. (статья 11)

52 V.V. Sidorov, P.G. Min. Refining a Complex Nickel Alloy to Remove a Sulfur Impurity during Vacuum Induction Melting: Part II // *Russian Metallurgy (Metally)*, Vol. 2014, No. 12, pp. 987-991. DOI: 10.1134/S0036029514120106

53. Механик Е.А., Мин П.Г., Гундобин Н.В., Растегаева Г.Ю. Разработка методики определения массовой доли серы в жаропрочных никелевых сплавах и сталях в диапазоне концентраций от 0,0001 до 0,0009%

// Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2014. №9. Ст. 12. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-9-12-12.

54. Якимович П.В., Алексеев А.В., Мин П.Г. Определение низких содержаний фосфора в жаропрочных никелевых сплавах методом ИСП-МС // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2014. №10. Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-10-2-2.

УДК 620.179

Использование оптических методов для диагностики процессов консолидации порошка никелевых сплавов в технологии послойного лазерного плавления

Завалов Ю.Н.; Дубров А.В.; Линник Е.П.; Дубров В.Д.

09645@mail.ru

Институт проблем лазерных и информационных технологий РАН - филиал ФНИЦ "Кристаллография и фотоника" Российской академии наук 140700, г. Шатура Московской области, ул. Святоозерская, д.1

Аннотация

Представлены результаты оптической диагностики физических процессов, происходящих на поверхности расплава порошка никелевого сплава в технологии селективного лазерного плавления (СЛП). Проведена независимая регистрация доли отраженного лазерного излучения и теплового излучения. Это позволило различить изменения рельефа поверхности и подповерхностные процессы тепломассопереноса при лазерном нагреве. Показано, что особенности динамики сигналов, полученных методом оптической диагностики, позволяют идентифицировать моменты интенсификации конвективного движения расплава. Результаты исследования могут быть использованы при разработке методов и средств мониторинга и оперативного контроля процесса СЛП никелевых сплавов.

Ключевые слова: консолидации порошка никелевых сплавов, многоканальный пирометр

Введение

Нестационарные процессы на поверхности расплава, сопровождающие воздействие лазерного излучения на материал в технологии селективного лазерного плавления (СЛП) металлических порошков, оказывают определяющее влияние на результирующее качество данных технологических операций. Для исследования таких процессов используются как экспериментальные методы [1], так и методы математического моделирования [2]. Ранее были проведены экспериментальные исследования процессов воздействия лазерного излучения на расплав металлов в технологии СЛП с использованием методов оптической диагностики [3-6]. Особое внимание было уделено методам оценки тепловых неоднородностей на поверхности расплава. Развитие методов диагностики необходимо для учета особенностей мониторинга и оперативного управления процессом СЛП [4-5]. Перспективным подходом к диагностике процесса СЛП является применение оптических методов.

В данной работе была использована линейка двухцветных фотосенсоров для оптической диагностики температуры и процессов деформации поверхности расплава металлов, сопровождающих тепломассоперенос при воздействии лазерного излучения на слой металлического порошка.

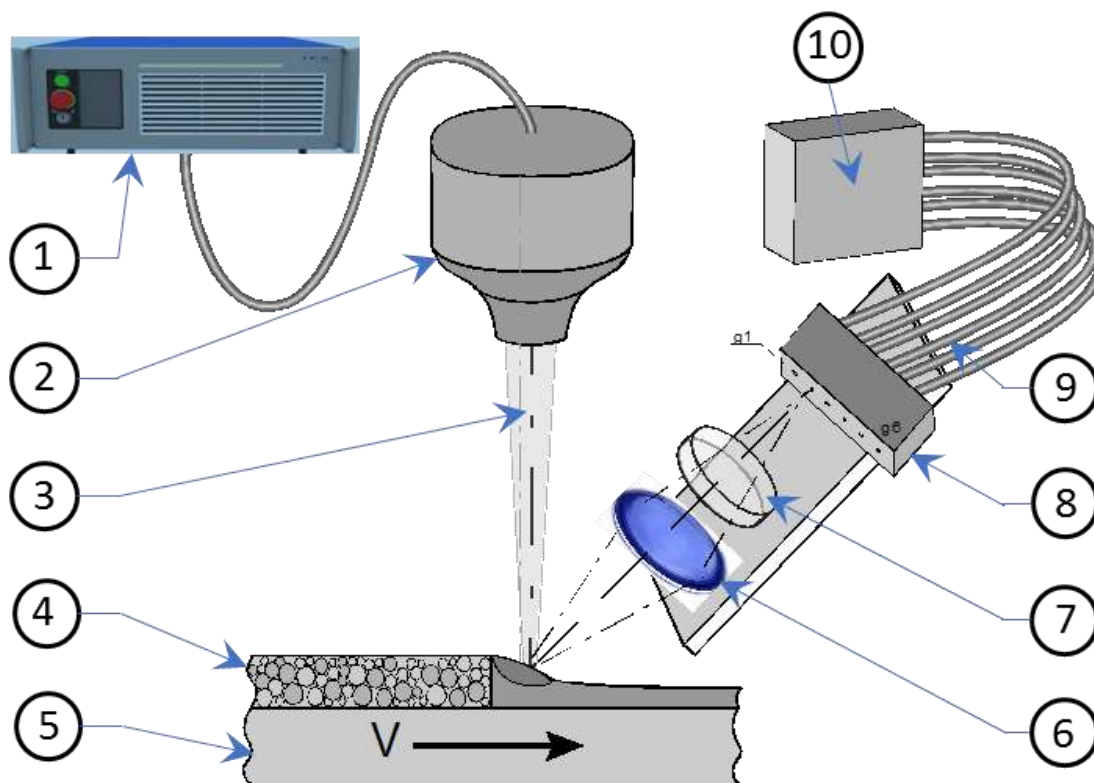
Экспериментальная установка

На рис. 1 приведена схема экспериментальной установки СЛП с оптической системой диагностики (ОСД). В эксперименте по технологии СЛП использовался иттербиевый волоконный лазер ЛК- 400В (1) с длиной волны 1,07 мкм и выходной мощностью до 400 Вт. Лазерный луч в процессе прямолинейного движения нагревал локальный участок порошкового слоя, при этом проводился мониторинг процесса с использованием ОСД. Установка имела в своем составе лазерную головку (2) с одинаковыми фокусными расстояниями линз коллиматора и фокусатора 200 мм. Лазерный

пучок (3) фокусировался на рабочую область формирования дорожки плавления. В экспериментах использовался порошок никелевого сплава ПР-НХ17СР4 (АО Полема) с содержанием углерода около 1% и с температурой плавления эвтектического сплава около (1450...1650) К. Гранулометрический состав порошка (40...100) мкм, насыпная плотность 4.74 г/см³. Толщина порошкового слоя (4), предварительно нанесенного на подложку (5) толщиной 3 мм из стали 10Х18Н9Т, составляла 250 мкм, мощность лазера поддерживалась на постоянном уровне. Скорость сканирования, мощность лазера и расстояние между поверхностью подложки и положением фокуса лазера варьировалась в различных экспериментах.

В ОСД для формирования и передачи изображения к фотосенсорам использовалась пирометрическая линза (6) с фокусным расстоянием $F=86$ мм (материал стекло марки КИ), установленная на расстоянии 140 мм от рабочей области подложки. Коэффициент оптического увеличения изображения составил 1,6. Угол α между оптической осью системы и вертикалью составлял $\alpha=37^\circ$. В ОСД был использован заграждающий фильтр (7) на длине волны лазера, чтобы ослабить проникновение лазерного излучения, отраженного от частиц порошка. Перевернутое действительное изображение нагретой области формируется линзой (6) на поверхности оптического сенсора (8), в который вмонтированы торцы оптоволокон (g_1, g_2, \dots, g_6) (9). Торцы оптоволокон располагаются в ряд на расстоянии 0,3 мм друг от друга в плоскости, перпендикулярной плоскости подложки. В ОСД имеется шесть каналов, свет в каждом канале освещает отдельный сенсор, который состоит из двух типов фотодиодов, установленных на одной оптической оси и имеющих чувствительность в разных спектральных диапазонах. Окна чувствительности с учетом использованных оптических фильтров лежат в диапазонах (1,7 ...2,2) мкм фотодиода первого типа и (0,95... 1,4) мкм фотодиода второго типа. ОСД является усовершенствованием ранее описанной в [7]. Ток каждого из 12 фотодиодов усиливается отдельным

предусилителем (10), и передается в систему сбора данных (два универсальных модуля АЦП LTR11 в составе крейта LTR-EU-8 LCARD). Динамический диапазон оцифровки данных 14 бит, дискретизация по времени составляла 200 мкс.



1. – лазер; 2 – оптическая головка; 3 – лазерное излучение; 4 – порошковый слой; 5 – подложка; 6 – пирометрическая линза; 7 – оптический фильтр; 8 – сенсор; 9 – оптоволоконный кабель; 10 – блок предусилителей.

Рис. 1 - Схема экспериментальной установки

Особенности оптической диагностики воздействия лазерного излучения на расплав металлов в технологии СЛП

Непостоянство излучательной способности материала, которая сильно зависит от фазового состояния материала [8], ведёт к погрешности измерения температуры методом яркостной пирометрии. Излучательная способность никелевого сплава в жидкой фазе примерно в 1,5 раза ниже, чем в твердой фазе. В случае появления оксидов на поверхности расплава излучательная способность увеличивается практически до 1. Таким образом, при измерении

яркостной температуры по тепловому излучению твердой фазы никелевого сплава или оксидов металлов регистрируемые значения температуры поверхности оказываются выше реальных. Следовательно, спады на осциллограммах яркостной температуры неоксидированной поверхности расплава должны наблюдаться в случае снижения реальной температуры. Известно, [9], что в процессе воздействия лазерного излучения температура поверхности определяется балансом нагрева и отвода тепла. Отвод тепла от поверхности расплава возрастает с возникновением конвекции, и снижение температуры на поверхности может быть связано с интенсификацией процессов теплообмена [10]. Усиление конвекции должно сопровождаться изменением рельефа поверхности расплава, что может быть обнаружено при освещении поверхности точечным источником света.

Методика проведения измерений и связи их с параметрами технологического процесса рассмотрены в [11], где на примере мониторинга импульсного воздействия лазера на неподвижный порошковый слой рассмотрены также основные особенности использованной нами оптической диагностики воздействия лазерного излучения на расплав металлов в технологии СЛП. Фотодиод первого типа не чувствителен к излучению лазера и был использован для измерения яркостной температуры T^* поверхности расплава [8]. Для каждой исследуемой подобласти поверхности расплава получена осциллограмма освещенности сенсора, интегральной по площади диаметром $d_0 \approx 70$ мкм, что позволило определить локальное значение яркостной температуры T^* . Таким образом, определяется динамика яркостной температуры поверхности в двух локальных подобластях с указанным выше пространственным разрешением. Фотодиод второго типа также освещен тепловым излучением, но чувствителен и к излучению лазера. При колебаниях рельефа поверхности расплава излучение отражается под разными углами в зависимости от рельефа, и в случае отражения в сторону

линзы пирометра это излучение освещает сенсор, фиксируя моменты колебания рельефа поверхности.

Результаты

На рис. 2 приведен пример осциллограммы выходных сигналов одного сенсора: линия – сигнал тока фотодиода первого типа, пунктир – тока фотодиода второго типа. Указаны параметры технологического процесса: ширина дорожки d составила 0,35 мм; значение удельного объемного энерговклада $J_V=140$ Дж/мм³; скорость сканирования $v=15$ мм/с. Значение удельного объемного энерговклада варьировалось в различных экспериментах путем изменения мощности лазера, для двух значений ширины дорожки $d_1=0,23$ мм или $d_2=0,35$ мм, а также двух значений скорости сканирования $v_1=15$ мм/с или $v_2=30$ мм/с.

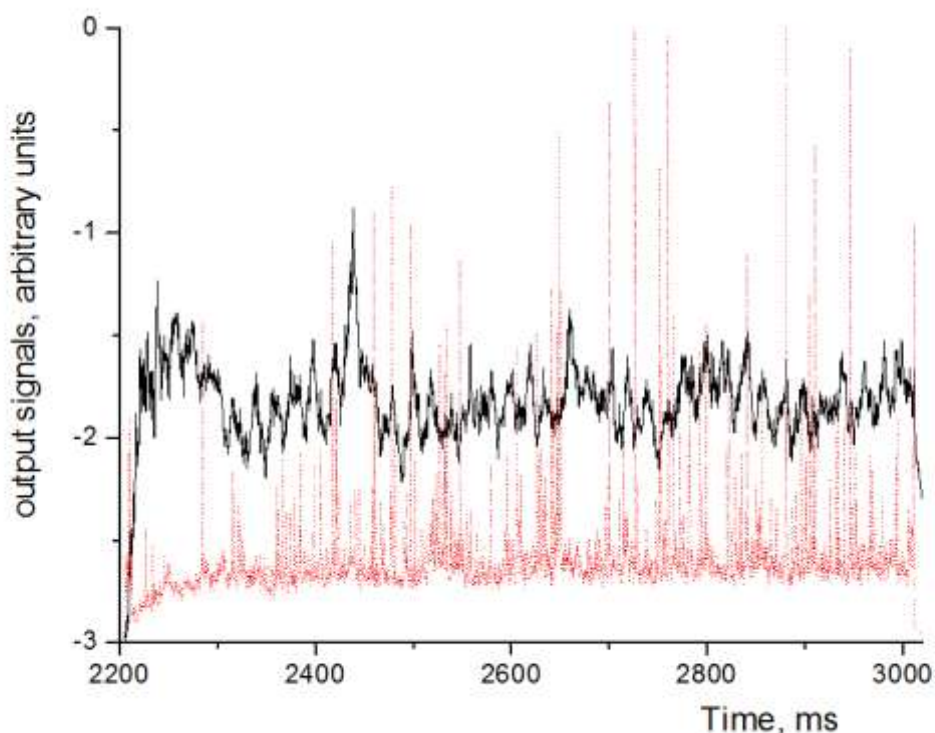


Рис. 2 – Осциллограмма выходных сигналов сенсора: линия – ток фотодиода 1-го типа, пунктир – ток фотодиода 2-го типа. Параметры: $d=0,35$ мм; $J=140$ Дж/мм³; $v=15$ мм/с.

На рис. 3 приведены результаты цифровой обработки осциллограмм выходных сигналов сенсора в различных испытаниях. Изменение яркостной температуры T^* представлено темной линией, пульсации тока фотодиода второго типа, связанные с отраженным лазерным излучением I^* , обозначены светлыми линиями. Параметры технологического процесса приведены в подписи к рисунку. Как следует из анализа обработанных данных, не наблюдается пульсаций отраженного лазерного излучения в области локальных максимумов температуры поверхности расплава: в отсутствие конвекции поверхность становится гладкой под влиянием сил поверхностного натяжения. В тоже время снижается интенсивность отвода тепла от поверхности, и температура поверхности повышается, достигая локальных максимумов. Как известно, например, [10], с ростом локальных температурных градиентов на поверхности возникает вихревое движение расплава вследствие явления термокапиллярной неустойчивости.

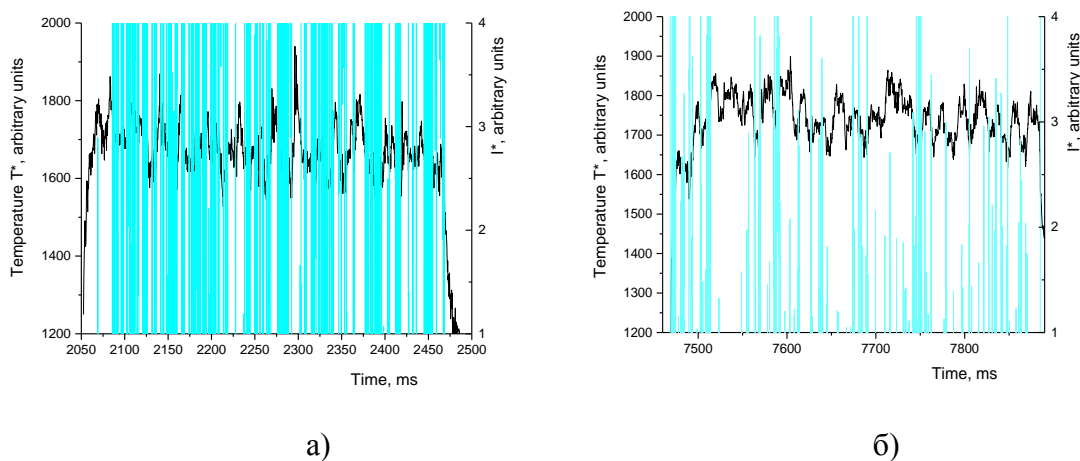


Рис. 3 – Временное изменение яркостной температуры T^* (темная линия) и тока фотодиода второго типа I^* в процессе формирования дорожки плавления: а) $d=0,23$ мм; $J=160$ Дж/мм³; $v=30$ мм/с; б) $d=0,35$ мм; $J=105$ Дж/мм³; $v=30$ мм/с

Представляется, что интенсивность конвективных процессов в случае рис.3а существенно выше, чем во втором случае, что следует из сравнения полученных в двух случаях данных, а) и б), густота линий сигнала I^* в

первом случае выше. Что объяснимо: при той же мощности в случае более узкой дорожки интенсивность I лазерного излучения, сфокусированного на меньшую площадь, выше, следовательно, возрастают температурные градиенты на поверхности.

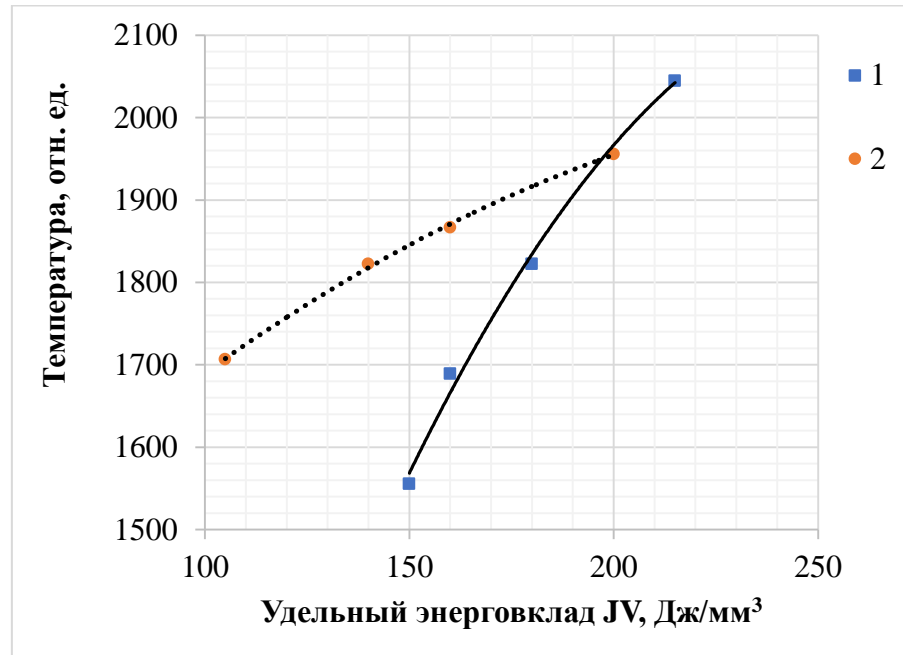


Рис. 4 – Зависимость усредненной за время наблюдения температуры от удельного объемного энерговклада: 1 $d_1=0,23$ мм; $d_2=0,35$ мм

Зависимость усредненной за время наблюдения температуры от удельного объемного энерговклада приведена на рис. 4 для двух значений ширины дорожки d . В случае узкой дорожки наблюдается более резкая зависимость температуры от J_V . Это может объясняться тем, что в этом случае выше тепловые потери. С другой стороны, в случае невысоких значений энерговклада и дорожки шириной d_2 наблюдается оксидация поверхности формируемой дорожки, искажающая показания яркостного пирометра в сторону более высоких показаний пирометра. Как следует из полученных результатов (рис. 3), силы конвекции незначительны в процессе формирования широкой дорожки. Интенсивность теплообмена и ее динамика определяют как физические, так и химические процессы

оксидации на поверхности расплава. Как отмечалось выше изменения сигнала T^* связаны не только с балансом нагрева и отвода тепла, но и со степенью оксидации поверхности расплава, оксидация может иметь существенное значение в случае отсутствия конвективных процессов: диффузия молекул кислорода вглубь расплава ускоряет образование оксидов, прежде всего, оксидов хрома [12]. При построении графика, рис. 4 возможно, имеет место эффект возрастания сигнала T^* , связанный с оксидацией поверхности при формировании более широкой дорожки при значениях удельного объемного энерговклада ниже 150 Дж/мм^3 . Однако, чтобы выделить, какой из двух факторов был определяющим, следует привлечь дополнительные зависимости. Метод независимой от измерений яркостной температуры оценки локальных значений излучательной способности материала, позволяющий оценить степень оксидации расплава на поверхности, рассмотрен в [3]. Известно, что использование пирометрического метода спектрального отношения [8] позволяет измерять температуру поверхности серого тела не зависимо от значения излучательной способности материала.

Выводы

Была проведена независимая регистрация динамики яркостной температуры и доли лазерного излучения, отраженного от поверхности расплава. Получены зависимости усредненной за время наблюдения температуры поверхности расплава от удельного объемного энерговклада для двух значений ширины формируемой дорожки. Показано, что вызванные изменением рельефа поверхности расплава пульсации амплитуды отраженного излучения связаны с динамикой температуры поверхности расплава: на стадиях спада яркостной температуры возрастает число пульсаций на осциллограмме отраженного излучения. Данное наблюдаемое явление отображает связь изменений рельефа поверхности и конвективных процессов в расплаве при лазерном нагреве. Анализ сигналов отражения

лазерного излучения от поверхности расплава позволяет определить моменты изменения интенсивности теплообмена за более короткое время, чем при контроле температуры расплава. Результаты исследования могут быть использованы при разработке методов и средств мониторинга и оперативного контроля процесса СЛП.

Работа выполнена в рамках научного проекта № 18-29-03249 Российского фонда фундаментальных исследований в части постановки задачи и полученных результатов, а также при поддержке Федерального агентства научных организаций (соглашение № 007-ГЗ/Ч3363/26) в части разработанных методов оптической диагностики.

Использованные источники

1. Ignatiev M. Real time optical pyrometry in laser machining/ M. Ignatiev, I. Smurov, G. Flamant, // Meas. Sci. Technol. – 1994. – V. 5. – p. 563–573).
2. Dubrov A. V. Heat Transfer and Thermocapillary Convection during the Laser Deposition of Metal Powders Implemented in Additive Technologies / A. V. Dubrov, F. Kh.Mirzade, V. D.Dubrov, V. Ya. Panchenko // J. of Surface Investigation: X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques. – 2018. – V. 12(1). – p. 54–63.
3. Zhirnov I. New Approach of True Temperature Restoration in Optical Diagnostics Using IR-Camera, / I. Zhirnov, C. Protasov, D. Kotoban, A. V. Gusarov, et al., // J. Therm. Spray. Tech. – 2017. – V. 26, – p. 648.
4. Purtonen T. Monitoring and Adaptive Control of Laser Processes / T. Purtonen, A. Kalliosaari, A. Salminen, – // Physics Procedia. – 2014. – V. 56. – p. 1218-1231.
5. Everton S. K. Review of in-situ process monitoring and in-situ metrology for metal additive manufacturing / S. K. Everton, M. Hirsch, P.

Stravroulakis, R. K. Leacha, A. T. Clare, // *Materials & Design*. – 2016. – V. 95. – p. 431-445.

6. Zavalov Y.N. Using optical diagnostics to determine the melt temperature field in layer-by-layer laser alloying of metal powder / Y.N. Zavalov, A.V. Dubrov, F.K. Mirzade, N.G. Dubrovin, et al. // *Technical Physics Letters*. – 2017. – V. 43(7), – p. 627-630.

7. Dubrov A.V. Spectrum of temperature pulsations of the melt in gas-assisted cutting with fiber laser / A.V. Dubrov, Y.N. Zavalov, V.D. Dubrov, A.N. Grezev, et al. // *Optical Engineering*. – 2012. – V. 51(9), – p. 094301.

8. Maldague X. *Theory and Practice of Infrared Technology and Nondestructive Testing* / Maldague X. – NY: Wiley & Sons, 2001. – 682 p.

9. Ready J. *Effects of High-Power Laser Radiation* / Ready J. – NY: Academic Press, 1971. – 448p.

10. Antonova G. F. Development of multivortex flow of a stainless-steel melt under the action of laser radiation on its surface / G. F. Antonova, G.G. Gladush, F.K. Kosirev, A.G. Krasiukov, et al. // *Quantum Electronics*. – 1998. – 28(5). – p. 430.

11. Zavalov Y.N. The multichannel pyrometer of the spectral ratio for on-line monitoring in the powder bed additive technologies / Y. N. Zavalov, A. V. Dubrov, P. S. Rodin, F. Kh. Mirzade et al. // *SPIE Proceedings* – 2018. – V. 10677. – P. 106772G.

12. Lee J. Surface tension of liquid Fe-Cr-O alloys at 1823 K / J. Lee, K. Yamamoto, K. Morita // *Metall and Materi Trans B*. – 2005. – V.36. – p. 241.

УДК 669

Компьютерное моделирование процессов термомеханической обработки жаропрочных никелевых сплавов ВЖ175 и ЭП742

Шпагин А.С.

omd@viam.ru

¹*Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»), Москва*

Аннотация:

Представлены результаты компьютерного моделирования процессов термомеханической обработки жаропрочных никелевых сплавов ВЖ175 и ЭП742.

Ключевые слова:

моделирование, жаропрочный никелевый сплав, ВЖ175, ЭП742

Современные жаропрочные никелевые сплавы обладают высокими прочностными свойствами и сложным химическим составом, что отрицательно сказывается на их пластичности. Таким образом, разработку технологий получения деформированных полуфабрикатов из данных сплавов целесообразно осуществлять с применением компьютерного моделирования для снижения материальных затрат на проведение прямых экспериментов.

Моделирование процессов обработки металлов давлением проводится с помощью программ, использующих метод конечных элементов. В ФГУП

«ВИАМ» используется программное обеспечение Qform, разработанное компанией ООО «КванторФорм».

Программа Qform обладает всем необходимым набором функций для моделирования различных процессов термомеханической обработки металлов. Но в стандартной базе данных деформируемых материалов не представлены новейшие и перспективные сплавы, из которых в настоящее время изготавливаются детали для авиационной отрасли. Из-за отсутствия базы данных реологических свойств конкретного материала разработчикам приходится использовать в качестве исходных материалов устаревшие сплавы и сплавы-аналоги. Это приводит к несоответствию расчетных условий деформаций реальному процессу, и, как следствие, к нестабильному уровню свойств готовых полуфабрикатов.

Для повышения точности расчетов компьютерного моделирования в ФГУП «ВИАМ» проводилась работа по созданию базы данных реологических свойств новых сплавов, наиболее часто используемых в производстве. Одними из таких сплавов являются жаропрочные никелевые сплавы ВЖ175 и ЭП742, из которых изготавливаются диски турбин и компрессора высокого давления.

База данных реологических свойств данных металлов создавалась по результатам испытаний на сжатие образцов при различных температурах, скоростях и степенях деформации на модульном комплексе Gleeble-3800. В результате были получены данные по сопротивлению деформации выбранных сплавов при различных параметрах испытаний, которые были интегрированы в базу данных Qform.

Для проверки достоверности результатов расчета энергосиловых параметров, получаемых с использованием реологии сплавов ВЖ175 и ЭП742, методом компьютерного моделирования был воссоздан процесс осадки образцов с параметрами, используемыми при испытаниях. Сравнительный анализ графиков усилие-деформация, полученных во время

испытаний и с использованием компьютерного моделирования, показал их высокую сходимость. Использование реологии сплавов-аналогов не позволяет получать достоверную информацию об энергосиловых параметрах процесса.

Для проверки достоверности результатов формообразования было проведено моделирование процесса штамповки диска из сплава ЭП742. Анализ заполнения металлом гравюры штампа показал полное соответствие результатов моделирования реальному процессу штамповки.

Проведенная работа показала высокую достоверность результатов компьютерного моделирования процессов обработки давлением, проводимую с использованием реологической базы данных сплавов ВЖ175 и ЭП742.

УДК 669

Влияние скорости охлаждения при закалке на структуру γ' -фазы и механические свойства сплава ВЖ175

Летников М.Н.; Ломберг Б.С., д.т.н.; Бакрадзе М.М., к.т.н.;

Оспенникова О.Г., к.т.н.

¹*Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»), Москва*

Аннотация:

Представлены результаты исследований влияния скорости охлаждения при закалке на структуру γ' -фазы и механические свойства сплава ВЖ175

Ключевые слова:

жаропрочный никелевый сплав, термическая обработка, микроструктура

Для изготовления дисков турбины и компрессора высокого давления авиационных газотурбинных двигателей применяются жаропрочные сплавы на никелевой основе. Значительный вклад в упрочнение этих материалов вносят когерентные матрице частицы γ' - фазы. Размер и морфология этих частиц влияет на прочностные свойства жаропрочных никелевых сплавов. В то же время, в зависимости от скорости охлаждения размер упрочняющих γ' - частиц может варьироваться в широких пределах. Быстрое охлаждение с закалочных температур приводит к образованию мелких γ' - частиц округлой или кубической формы и повышению значений кратковременной и длительной прочности. При медленном охлаждении формируются крупные

частицы γ' - фазы сложной морфологии, что приводит к снижению прочностных свойств.

Исследование взаимосвязи механических свойств и скорости охлаждения в жаропрочных никелевых сплавах имеет большое практическое значение, поскольку при закалке крупногабаритных штамповок дисков или изделий сложной формы, условия охлаждения в различных сечениях заготовок могут сильно отличаться, что будет сказываться на уровне прочностных характеристик.

В данной работе исследовано влияние скорости закалки на размер, морфологию частиц γ' -фазы и механические свойства жаропрочного деформируемого никелевого ВЖ175-ИД.

Методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) определен интервал выделения упрочняющей γ' - фазы в сплаве ВЖ175-ИД при охлаждении из двухфазной области с температуры 1145°C. Анализ кривых ДСК показал, что наибольший объем упрочняющей фазы выделяется в интервале от 1145°C до 900-1000°C, поэтому при закалке ВЖ175-ИД скорость охлаждения именно в этом интервале будет максимально влиять на размер и морфологию γ' -фазы, а следовательно и механические свойства сплава.

Для экспериментального подтверждения этого вывода проведены исследования микроструктуры и испытания на кратковременную и длительную прочность образцов сплава ВЖ175-ИД после термообработки с закалкой из двухфазной области при $T_{\text{зак.}} = 1145^\circ\text{C}$ на воздухе со скоростью охлаждения ($V_{\text{охл.}}$) 127°C/мин и по двухступенчатому режиму, включающему участок замедленного охлаждения с $V_{\text{охл.}} = 21 - 25,6^\circ\text{C}/\text{мин}$ до температур 1000 - 900°C и далее быструю закалку с $V_{\text{охл.}} \sim 250^\circ\text{C}/\text{мин}$. После закалки проводилось двухступенчатое старение.

Охлаждение на воздухе со скоростью 127°C/мин приводит к формированию вторичных частиц близкой к кубической формы. Медленное

охлаждение в интервале от $T_{\text{зак.}}$ до 1000-900°C приводит к формированию крупных частиц вторичной фазы ($\gamma'_{\text{вт.}}$) сложной морфологии и снижению предела прочности и текучести в среднем на 7 и 12 кгс/мм² по сравнению с образцами, закаленными на воздухе. Время до разрушения при испытаниях на длительную прочность при 650°C и напряжении 1050 МПа у образцов с закалкой на воздухе в несколько раз превышает долговечность образцов с двухступенчатым охлаждением.

Для более детального исследования взаимосвязи между скоростью охлаждения, параметрами γ' - фазы и уровнем механических свойств сплава ВЖ175-ИД проведена серия экспериментов, включающая закалку образцов с различной скоростью охлаждения (использовалась закалка в масло, под вентилятором, в стальных теплоизолирующих накладках и охлаждение с печью), исследование микроструктуры образцов в закаленном состоянии и после старения, а также испытания на растяжение при 20°C и длительную прочность при 650°C.

Полученные результаты показывают, что с уменьшением скорости закалки размер γ' - частиц увеличивается, а их морфология приобретает все более сложную форму. Последующее двухступенчатое старение приводит к укрупнению γ' - частиц относительно закаленного состояния. Изменение среднего эквивалентного площади диаметра γ' - частиц ($D_{\text{ср.экв.}}$) в сплаве ВЖ175-ИД в зависимости от скорости охлаждения в закаленном и состаренном состояниях подчиняется степенному закону (рисунок 1). В случае наиболее медленного варианта охлаждения (с $V_{\text{охл.}} = 5,7^\circ\text{C}/\text{мин}$) средний размер частиц при старении увеличивается незначительно (синий незаштрихованный маркер на рисунке 1), поскольку после закалки в твердом растворе недостаточно γ' - образующих элементов для заметного роста γ' - частиц.

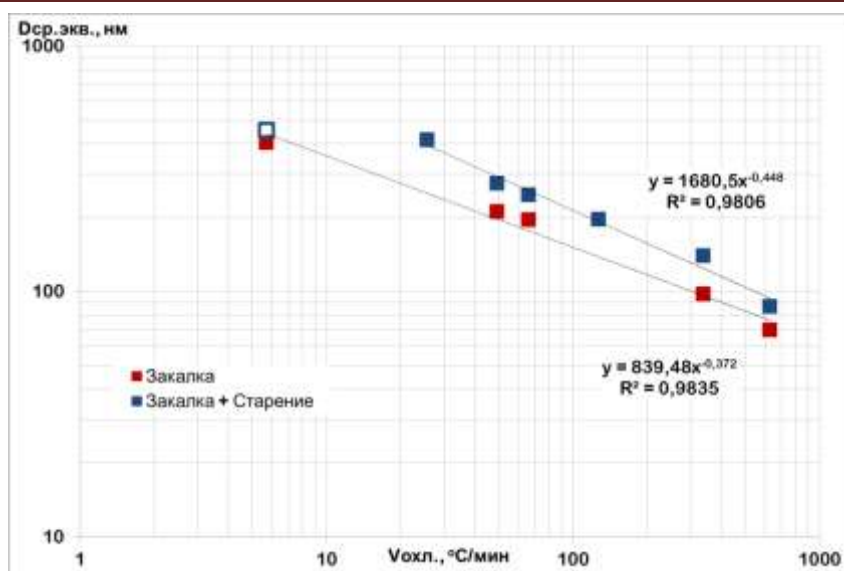


Рис. 1 – Зависимость размера вторичных γ' - частиц в сплаве ВЖ175-ИД от скорости охлаждения при закалке и после старения

В зависимости от скорости охлаждения, значения предела текучести сплава ВЖ175-ИД варьируются в достаточно широком интервале: от 1065 до 1320 МПа, а время до разрушения при температуре испытаний 650°C и постоянном напряжении 1050 МПа отличается в несколько раз. Предел прочности также зависит от скорости охлаждения, однако его значения меняются в более узком интервале, чем предел текучести. На пластичность скорость охлаждения влияет слабо, при очень высоких скоростях относительное удлинение незначительно снижается.

На основании результатов работы, определена скорость охлаждения сплава ВЖ175-ИД, необходимая для обеспечения гарантированного уровня свойств: $\sigma_b \geq 1570$ МПа, $\sigma_{0,2} \geq 1175$ МПа и времени до разрушения более 100 часов при испытаниях на длительную прочность при 650°C и $\sigma = 1050$ МПа.

УДК 669

Коррозионностойкий сплав на никелевой основе, предназначенный для эксплуатации в расплавах хлоридов гафния и циркония

Кабанов И.В.; Шевакин А.Ф.; Половов И.Б.; Харин П.А.; Скиба К.В.;
Пантюхин А.П.; Абрамов А.В.; Беликов С.В.; Гибадуллина А.Ф.;
Жиляков А.Ю.

*Институт качественных сталей ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина»
ГНЦ РФ, Москва*

Аннотация:

Представлены сведения о новом отечественном сплаве ХН62М-ВИ (ЭК 190-ВИ), стойком к МКК и предназначенном для работы в расплавах хлоридов $ZrCl_4$ и $HfCl_4$ (хлоралюминатных расплавах) для установок УРХЦГ.

Ключевые слова:

коррозионностойкий сплав, ХН62М

Основной быстроразвивающейся областью применения циркония и его сплавов является ядерная энергетика, где его используют в качестве конструкционных материалов для реакторов. Одним из требований к этим материалам является низкое содержание гафния. В связи с чем, весьма актуальной является задача разделения циркония и гафния для получения циркония требуемой чистоты. Основной технологией переработки циркониевого минерального сырья является хлорная технология, которая осуществляется при высокой температуре в расплавах хлоридов гафния и циркония. Поэтому особенно важным является вопрос коррозионной

стойкости материалов для изготовления установок разделения хлоридов гафния и циркония.

В настоящее время наиболее отвечающие всем требованиям являются сплавы Хастеллой С, Хастеллой С-276 и ЭП758У. Эти сплавы наряду с высокой коррозионной стойкостью характеризуются высокой стойкостью против различных видов локальной коррозии (межкристаллитной, щелевой, питтинговой, коррозионного растрескивания) в кислых окисляющих хлоридных растворах. Кроме того, сплавы жаростойки и жаропрочны при высоких температурах.

Однако, данные сплавы и их сварные соединения могут применяться в средах $KCl-AlCl_3-ZrCl_4$ только до $500^{\circ}C$, т.к. при температуре выше указанного значения у сплава помимо межкристаллитной коррозии и коррозионного растрескивания происходит резкое снижение относительного удлинения и проявляется охрупчивание металла при приложении деформации.

В связи с введением в производство новых установок разделения хлоридов циркония и гафния (УРХЦГ) был разработан:

- сплав ХН62М-ВИ (ЭК 190-ВИ) и технология производства различных видов металлопродукции из этого сплава, характерной особенностью этого сплава является сверхнизкое содержание углерода $>0,005\%$;
- определены температурно-временные интервалы структурных и фазовых превращений и установлены режимы термической и стабилизирующей деформационно-термической обработок;
- изучена кинетика выделения вторых фаз в типопредставителях всех видов материалов в процессе нагрева и построена С-образная диаграмма (в интервале температур $600-1000^{\circ}C$ с максимальным периодом испытаний до 1000 ч) образования вторых фаз при старении закаленных образцов для обоснования ресурсного потенциала материала и выработки рекомендаций по скоростям охлаждения закаленных образцов;

- с помощью методов растровой и просвечивающей электронной микроскопии проанализированы морфологии их выделений в зависимости от исходного состояния сплава и температурно-временных условий старения;

- проведены исследования механических свойств сплава ХН62М-ВИ (ЭК 190-ВИ) при температурах 20, 350, 500, 625 °С;

- проведены исследования физических свойств, плотности, коэффициента линейного расширения и модуля упругости, удельного электрического сопротивления, удельной теплоемкости, коэффициента теплопроводности, температуры плавления, твердости сплава ХН62М-ВИ (ЭК 190-ВИ);

- проведены исследования и разработка технологии аргонно-дуговой сварки и термообработки сварных соединений материалов из ХН62М-ВИ (ЭК 190-ВИ);

- проведены исследования и разработана методика испытаний материалов сплава ХН62М-ВИ (ЭК 190-ВИ) и сварных соединений на стойкость к МКК. Методика испытаний материалов из модифицированного сплава ХН63МБ и сварных соединений на стойкость к МКК базируется на методике ASTM G28, метод А с учетом требований РД24.200.15-90. В методике указаны конкретные критерии стойкости материалов (допускаемая скорость проникновения сплошной коррозии в мм/год, допускаемая глубина проникновения МКК в мкм);

- разработаны альтернативные методики испытаний коррозионной стойкости сплава ХН62М-ВИ (ЭК 190-ВИ) в расплавах $KCl-AlCl_3-ZrCl_4$ для выявления склонности материала к различным видам коррозии и обоснования условий проведения ресурсных испытаний;

- проведены исследования стойкости против сплошной коррозии, МКК и КРН материалов.

В результате данной работы разработан новый отечественный сплав ХН62М-ВИ (ЭК 190-ВИ) стойкий к МКК, предназначенный для работы в

расплавах хлоридов $ZrCl_4$ и $HfCl_4$ (хлоралюминатных расплавах) для установок УРХЦГ и технология производства изделий различного сортамента. Коррозионные свойства нового никельхромомолибденового сплава превосходят данные по импортным сплавам, и отечественным применяемым в настоящее время. Сплав рекомендован для изготовления оборудования установок разделения хлоридов циркония и гафния (УРХЦГ).

УДК 621.791.92:621.793.09

Применение термической обработки для повышения работоспособности никелевых сплавов в условиях высокотемпературной эксплуатации

Макаров А.В. ^{1,2,3}, д.т.н.; Коробов Ю.С. ³, д.т.н.; Котельников А.Б. ⁴;
Вопнерук А.А. ⁴, к.т.н.; Соболева Н.Н. ^{2,3}, к.т.н.; Малыгина И.Ю. ², к.т.н.;
Гибзун М.С. ¹

av-mak@yandex.ru; yukorobov@gmail.com; kab@mprom.biz; rp.mmp@mprom.biz;
natashasoboleva@list.ru; malygina@imach.uran.ru; gibzun94@mail.ru

¹ *Институт физики металлов им. М. Н. Михеева УрО РАН*

² *Институт машиноведения УрО РАН*

³ *Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина*

⁴ *Научно-производственное предприятие «Машпром»*

Аннотация:

Предложено проведением отжига при 1000-1075 °С формировать в NiCrBSi сплавах термически стабильные износостойкие структуры каркасного типа с крупными карбидами и боридами хрома. Этот подход успешно реализован в инновационной технологии производства стенок кристаллизаторов машин непрерывного литья заготовок.

Ключевые слова:

NiCrBSi покрытия, термическая обработка, отжиг, теплостойкость.

Введение

Износо- и коррозионностойкие никелевые сплавы системы Ni–Cr–B–Si находят широкое применение для улучшения работоспособности изделий, эксплуатируемых в условиях значительного нагрева (валки и рольганги в станах горячей прокатки, штампы горячего деформирования, детали теплообменных аппаратов, турбин, твердотопливных котлов и др. [1]). Эффективным современным применением композиционных покрытий на основе NiCrBSi сплавов являются стенки кристаллизаторов машин непрерывного литья заготовок (МНЛЗ) [2, 3], которые в процессе эксплуатации подвергаются интенсивному нагреву, значительным механическим нагрузкам, износу и коррозии [4].

Существует мнение, что деградация NiCrBSi покрытий при температурах выше 700 °С ограничивает их высокотемпературное использование, поскольку повышение температуры нагрева до 700-800 °С вызывает заметное снижение твердости и износостойкости хромоникелевых плазменных и лазерных покрытий [5]. Нагрев до 800, 900, 1000 и 1100 °С вызывает непрерывное разупрочнение покрытия H73X16C3P3, полученного плазменно-порошковой наплавкой [6].

В связи с этим важной задачей является поиск путей повышения термической стабильности структуры и свойств хромоникелевых покрытий.

Методика исследования

NiCrBSi порошок марки ПГ-10Н-01 наплавляли на стальные пластины в два прохода с использованием CO₂-лазера непрерывного действия при мощности излучения 1,4-1,6 кВт, скорости 160-180 мм/мин, расходе порошка 2,9-4,9 г/мин, размере лазерного пятна на поверхности 6,0×1,5 мм. В качестве транспортирующего газа использовался аргон.

Образцы с наплавленным слоем подвергали нагреву в интервале температур 200-1050 °С с охлаждением на воздухе и в вакуумной печи.

Микротвердость измеряли на микротвердомере Shumadzu HNV-G21DT. Микроструктуру и поверхности изнашивания изучали с применением растрового электронного микроскопа Tescan VEGA II XMU.

Испытания на абразивное изнашивание проводили по схеме «палец-пластина» при скольжении поверхности наплавленных образцов по закрепленному абразиву корунду при нагрузке 49 Н со средней скоростью 0,175 м/с. Испытания на трение скольжения проводили по схеме «палец-диск» при скольжении образцов по вращающемуся диску из стали X12M (твердостью 61,5 HRC) на воздухе при нагрузке 98 Н. Средние скорости скольжения составляли 6,1 м/с и 9,3 м/с, время проведения испытаний – 22 мин и 9,5 мин, соответственно. Износ не превышал 0,7 мм толщины покрытия. Интенсивность изнашивания рассчитывали по формуле $I_h=Q/(\rho SL)$, где Q – потери массы образца; ρ – плотность покрытия; S – геометрическая площадь контакта; L – путь трения.

Результаты и их обсуждение

1. Получение износостойких NiCrBSi покрытий с особо высоким уровнем теплостойкости комбинированной лазерно-термической обработкой (лазерная наплавка + отжиг)

Наплавленное газопорошковой лазерной наплавкой покрытие ПГ-10Н-01 по всей толщине (1,4-1,5 мм) (рис. 1а) характеризуется равномерным распределением структурных составляющих, а также приблизительно постоянными уровнями микротвердости и абразивной износостойкости [7]. Структуру покрытия составляют γ -твердый раствор на основе Ni (твердостью 400-450 HV 0,05), эвтектика γ +Ni₃B (580-750 HV 0,05) и упрочняющие фазы карбиды и бориды хрома Cr₇C₃ (1650-1800 HV 0,05) и CrB (1950-2400 HV 0,05) [8].

Анализ рис. 2а показывает, что покрытие до нагрева имеет среднюю микротвердость 870 HV 0,05, а в условиях испытаний по закрепленному абразиву (корунду) характеризуется интенсивностью изнашивания $I_h=5,9 \cdot 10^{-}$

⁶. Нагрев до 200-700 °С не оказывает заметного влияния на микротвердость покрытия, и только после термического воздействия при 800 °С происходит снижение микротвердости до 780 HV 0,05. Интенсивность изнашивания покрытия при скольжении по корунду практически не изменяются при повышении температуры нагрева вплоть до 800 °С. Дальнейший нагрев до 900-950 °С вызывает интенсивное разупрочнение покрытия – твердость уменьшается до минимальных значений 470-480 HV 0,05. Это сопровождается резким ростом интенсивности изнашивания до $I_h=(18,6-19,5) \cdot 10^{-6}$ и, соответственно, снижением износостойкости покрытия.

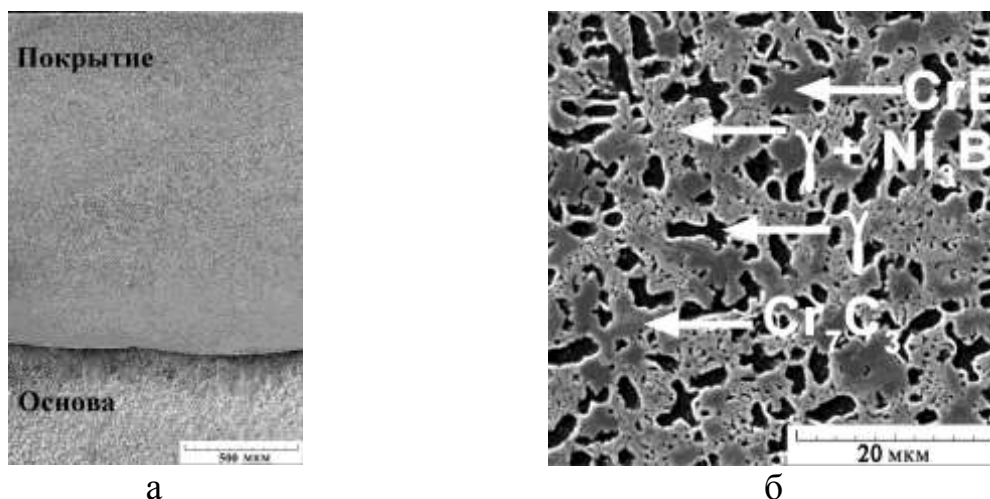


Рис. 1 - Поперечное сечение образца с покрытием ПГ-10Н-01 (а) и микроструктура покрытия (б), сформированного лазерной наплавкой

Нагрев покрытия ПГ-10Н-01 до температур 1000-1050 °С, близких к температуре плавления, приводит к значительному росту твердости (в отличие от данных работы [6]) и резкому снижению интенсивности изнашивания (см. рис. 2а). При этом достигается уровень твердости, близкий твердости покрытия, не подвергнутого термическому воздействию, а износостойкость покрытия даже заметно превосходит износостойкость исходного покрытия: после нагрева до 1050 °С покрытие обладает минимальным уровнем $I_h=2,1 \cdot 10^{-6}$.

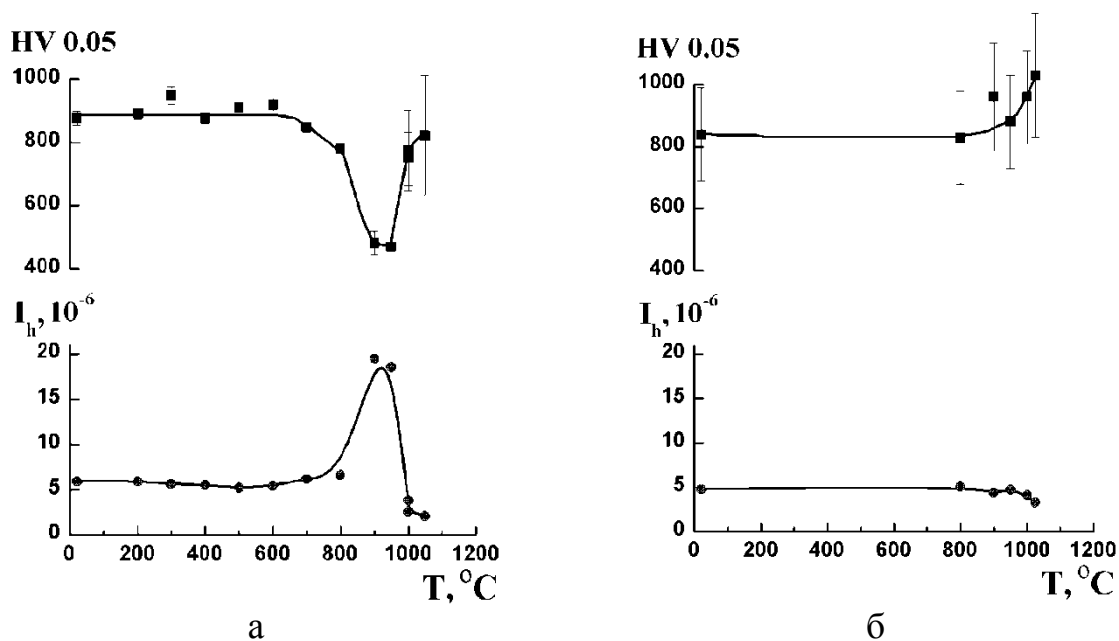
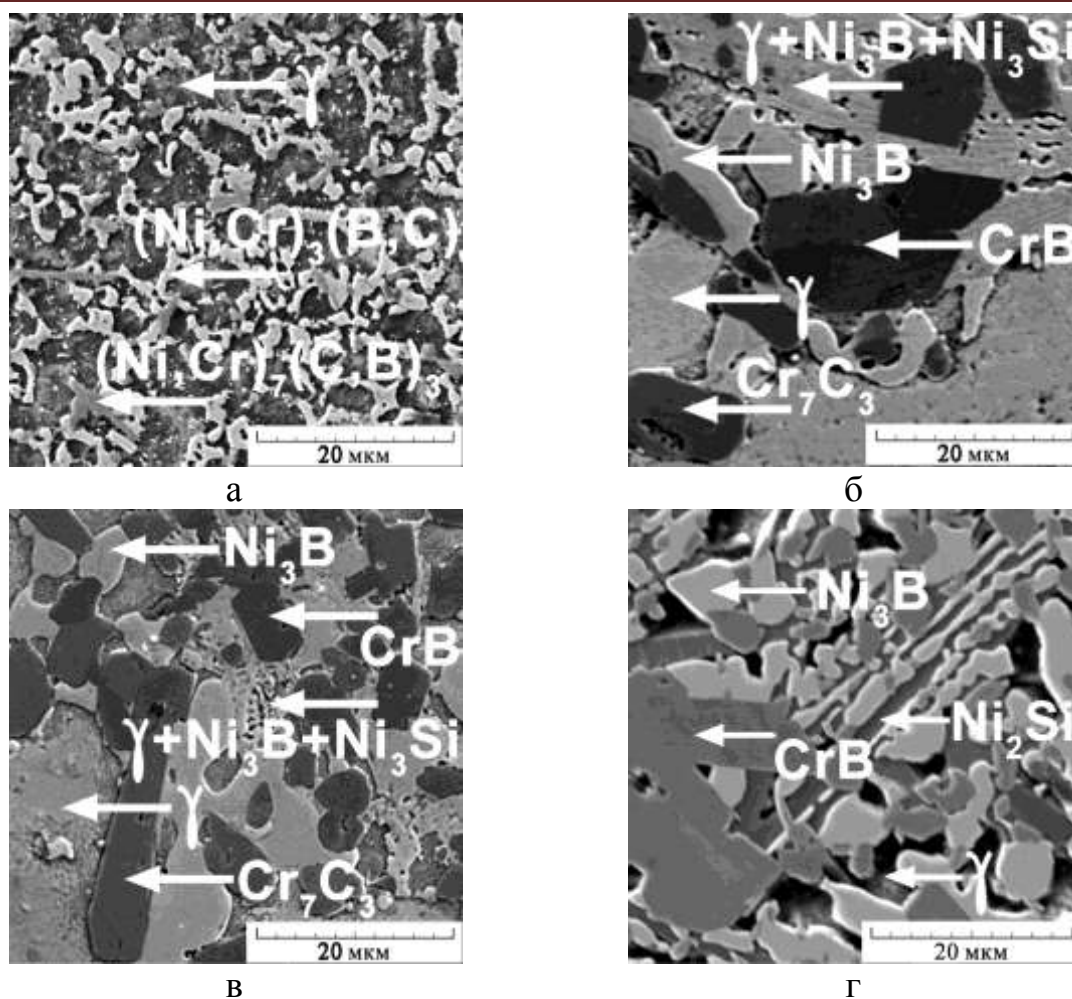


Рис. 2 - Влияние температуры нагрева T (выдержка 1 ч) на микротвердость $\text{HV } 0,05$ и интенсивность изнашивания I_h при испытании по корунду покрытия ПГ-10Н-01, сформированного лазерной наплавкой, без предварительной термической обработки (а) и после отжига при температуре 1025°C (комбинированная обработка) (б)

Методами растровой электронной микроскопии, рентгеноспектрального микроанализа и рентгеноструктурного анализа установлены изменения, происходящие в покрытии ПГ-10Н-01 в результате термического воздействия [9]. Нагрев при 900°C приводит к растворению наиболее твердой упрочняющей фазы – борида хрома Cr_3B (рис. 3а), который не был обнаружен в структуре рентгеноспектральным микроанализом. Интенсивное протекание диффузионных процессов приводит к частичному растворению боридов никеля Ni_3B из эвтектики $\gamma+\text{Ni}_3\text{B}$ в матричной фазе γ . На месте бывших боридов никеля формируются сложные частицы типа $(\text{Ni,Cr})_3(\text{B,C})$.

Уменьшение количества упрочняющих фаз после выдержки при температурах $900-950^{\circ}\text{C}$ вызывает отмеченное сильное снижение микротвердости и резкий рост интенсивности изнашивания при испытаниях по закрепленному абразиву (см. рис. 2а).



а, б, в – охлаждение на воздухе, г – охлаждение с печью

Рис. 3 - Микроструктура покрытия ПГ-10Н-01, сформированного лазерной наплавкой, после термического воздействия при температурах 900 °С (а), 1025 °С (комбинированная обработка) (б, г), 1025 °С (комбинированная обработка) и дополнительного воздействия при 900 °С (в);

При нагреве до более высоких температур (1000 °С и выше) происходит полное диффузионное растворение частиц Ni_3B в матричном твердом растворе. При медленном охлаждении на воздухе от 1025 °С в структуре покрытия появляется новая фаза – силицид никеля Ni_3Si , входящая в состав эвтектики $\gamma + Ni_3B + Ni_3Si$ (рис. 3б). Видно, что при нагреве до 1025 °С и последующем охлаждении на воздухе в структуре лазерного покрытия образуются крупные частицы борида CrB и карбида Cr_7C_3 . На наличие в структуре покрытия, отожженного при 1000–1050 °С, более грубых

включений упрочняющих фаз указывает также и большой разброс микротвердости у рассматриваемых структур (см. рис. 2а).

Возникающие в результате высокотемпературного отжига крупные карбидные и боридные частицы образуют в пластичной матрице γ на основе никеля твердый износостойкий опорный каркас (см. рис. 3б), который и обеспечивает покрытие, отожженному при 1000-1050 °С, повышенные уровни твердости и износостойкости (см. рис. 2а).

Важно отметить, что согласно рис. 2б покрытие, полученное комбинированной обработкой (наплавка + отжиг при 1025 °С), обладает повышенной термической устойчивостью: после выдержки при 800-1025 °С сохраняется его высокая микротвердость (830-1030 $HV_{0,05}$) и низкая интенсивность абразивного изнашивания ($I_h=(3,3-5,1)\cdot 10^{-6}$). Следовательно, комбинированная лазерно-термическая обработка устраняет резкое разупрочнение и рост интенсивности изнашивания при нагреве до 900-950 °С, характерные для покрытия, не подвергнутого отжигу (см. рис. 2а). При этом структура и фазовый состав покрытия, полученного комбинированной обработкой, практически не изменяются после дополнительного нагрева до 900 °С (см. рис. 3в).

Рис. 3г показывает, что уменьшение скорости охлаждения от температуры отжига (при замедленном охлаждении с вакуумной печью по сравнению с охлаждением на воздухе) в процессе комбинированной обработки приводит к формированию заметно более крупных выделений упрочняющих фаз CrV и Cr_7C_3 , образующих высокопрочный износостойкий каркас. После замедленного охлаждения с вакуумной печью от температуры отжига интенсивность абразивного изнашивания покрытия снижается в 1,9 раза до ($I_h=2,5\cdot 10^{-6}$) по сравнению с более ускоренным охлаждением на воздухе ($I_h=4,8\cdot 10^{-6}$).

На основе установленного эффекта разработан способ получения покрытий системы NiCrBSi с особо высоким уровнем теплостойкости

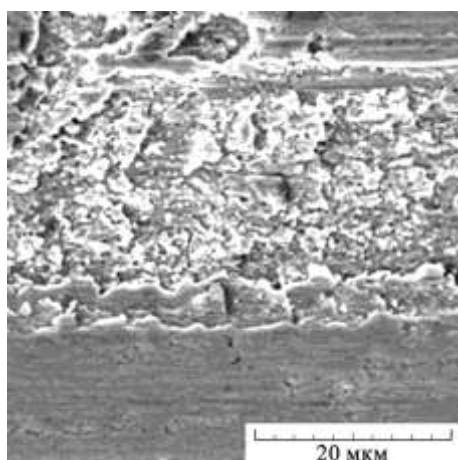
комбинированной обработкой (патент РФ № 2492980 [10]), включающей формирование покрытия с дополнительным высокотемпературным отжигом.

Высокотемпературный отжиг NiCrBSi покрытия, сформированного лазерной наплавкой, обеспечивает снижение в 1,8 раза потери массы и интенсивности изнашивания в условиях трения скольжения при скоростях скольжения 6,1 и 9,3 м/с, когда температура фрикционного нагрева поверхностного слоя достигает ~900 °С в выше (таблица).

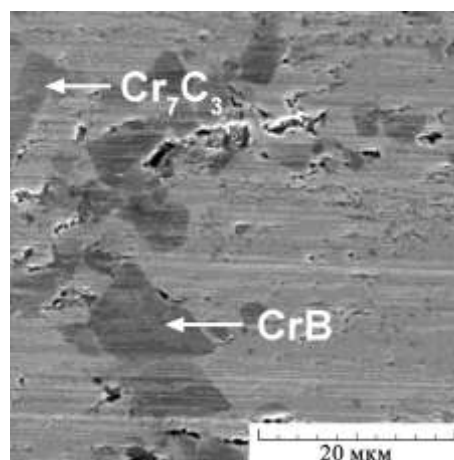
Таблица 1

Потери массы Q , интенсивность изнашивания I_h и средняя температура в поверхностном слое T образцов с NiCrBSi покрытием при испытаниях на трение скольжения по стальному диску при различной скорости V и времени испытания t

Состояние покрытия	V , м/с	t , мин	Q , мг	I_h , 10^{-8}	T , °С
Лазерная наплавка	6,1	22	273,9	8,30	920
Лазерная наплавка + отжиг 1025 °С	6,1	22	149,7	4,54	890
Лазерная наплавка	9,3	9,5	275,3	12,74	>1000
Лазерная наплавка + отжиг 1025 °С	9,3	9,5	150,0	6,94	>1000



а



б

Рис. 4 - Поверхности изнашивания после испытаний на трение скольжения по стальному диску при скорости 9,3 м/с покрытия ПГ-10Н-01 после лазерной наплавки (а) и после комбинированной обработки, включающей лазерную наплавку и отжиг при температуре 1025°С (б)

Повышение износостойкости связано с формированием в процессе отжига покрытия крупных упрочняющих фаз – боридов хрома CrB и карбидов хрома Cr₇C₃, которые ограничивают развитие процессов теплового схватывания и пластического отеснения (рис. 4). Таким образом,

комбинированная лазерно-термическая обработка повышает фрикционную теплостойкость NiCrBSi покрытия.

2. Применение термической обработки никелевых сплавов для повышения работоспособности металлургического оборудования в условиях высокотемпературной эксплуатации

Предложенный новый подход открывает уникальные возможности высокотемпературного использования NiCrBSi сплавов как в ресурсосберегающих технологиях восстановления изношенных деталей, так и при производстве новых изделий, эксплуатируемых в условиях значительного нагрева (металлургическое, тепло- и электротехническое оборудование, штампы горячего деформирования и др.). Этот подход был применен при разработке инновационной технологии производства стенок кристаллизаторов машин непрерывного литья заготовок.

В металлургии, с применением МНЛЗ производится более 96% мирового объема стали (рис. 5а) [11]. Основным и наиболее ответственным конструктивным элементом МНЛЗ является кристаллизатор (рис. 5б), поверхность которого в процессе разливки стали постоянно подвергается термическому, химическому и механическому воздействиям при контакте с жидким металлом и формирующейся корочкой слитка. Традиционно для повышения их ресурса применяют защитные гальванические покрытия на основе никеля.

Был проведен комплексный анализ условий эксплуатации путем моделирование теплофизических процессов разливки и распределения температуры на поверхности стенки [2], сформулированы основные требования к композиции, фазовому составу и схеме нанесения покрытий. В результате был разработан целый ряд композиционных металлокерамических порошковых материалов и технология их нанесения методом сверхзвукового газотермического напыления (HVOF) (рис. 6) [12, 13] с получением необходимого уровня адгезионных свойств покрытий за счет развитого

диффузионного взаимодействия и формирования мягкой прослойки в переходной зоне «покрытие - основа». Композиционные покрытия обеспечили снижение интенсивности высокотемпературного изнашивания от 4 до 10 раз в сравнении с применяемыми Ni и Ni-Co гальваническими покрытиями при испытании по специальной методике, имитирующей реальные условия эксплуатации. Для улучшения адгезионной прочности созданных покрытий и физико-механических свойств применяемых дисперсионно-твердеющих медных сплавов разработаны специальная технология подготовки поверхности под нанесение покрытий и новая технология двухэтапной термической обработки, одновременно повышающая теплостойкость и износостойкость покрытий при реализации обнаруженного нового эффекта роста твердости и износостойкости NiCrBSi покрытий в результате высокотемпературного отжига [2, 3].

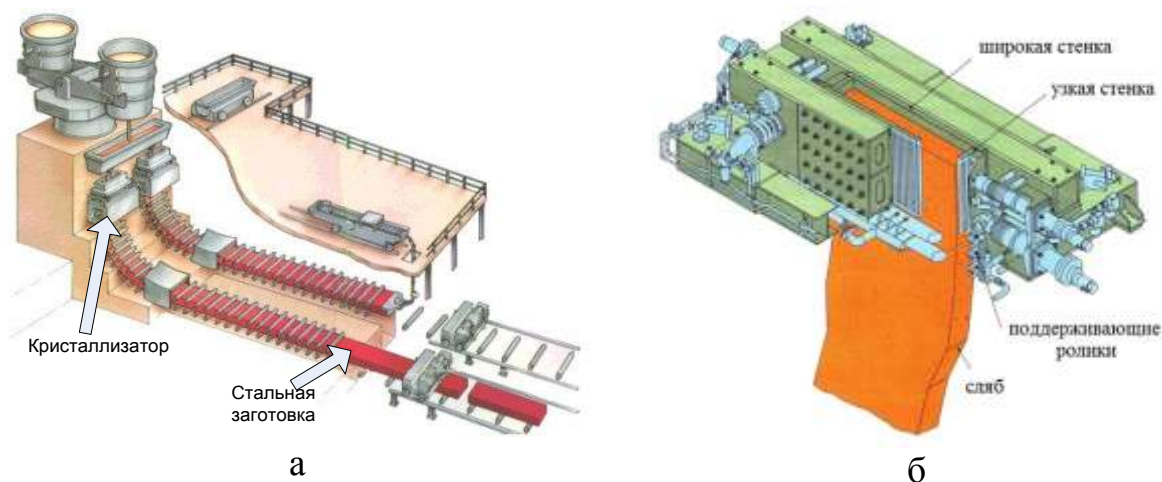


Рис. 5 - Схема процесса непрерывной разливки стали (а) и конструкция кристаллизатора слябового типа (б)

Разработаны инновационные конструкции стенок кристаллизаторов для всех типов слябовых МНЛЗ, применяемых на территории России и СНГ для отливки стальных слябов толщиной от 90 до 355 мм со скоростью от 0,6 до 5 м/мин. Создана и внедрена инновационная технология проектирования и изготовления стенок кристаллизаторов с газотермическим покрытием из уникальных металлокерамических порошковых материалов.

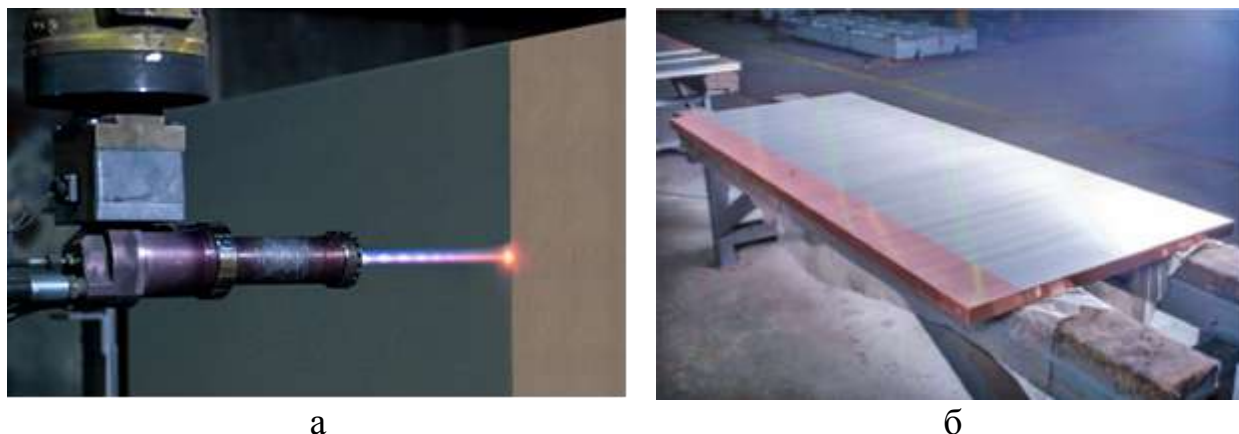


Рис. 6 - Процесс нанесения газотермического покрытия (а) и медная плита кристаллизатора с газотермическим покрытием (б)

Разработки успешно применяются на слябовых МНЛЗ ПАО «Северсталь», ПАО НЛМК, АО «ОМК», АО «ЕВРАЗ НТМК», ПАО «Мечел», ОАО «ММК», ПАО «Уральская сталь» [14, 15]. Результаты внедрения показали абсолютное преимущество разработанных технических решений над применяемыми мировыми технологиями. Инновационные кристаллизаторы по надежности и ресурсу превосходят показатели зарубежных производителей от 3 до 20 раз с повышением качества получаемых непрерывнолитых заготовок. На слябовой МНЛЗ №4 АО «ЕВРАЗ НТМК» был установлен неофициальный мировой рекорд по объему разлитой стали через кристаллизатор: было отлито 3984 плавки, что эквивалентно 637 440 т. стали, при текущих показателях импортных аналогов на уровне 560 плавков. В настоящий момент АО «ЕВРАЗ НТМК» полностью отказалось от закупки для МНЛЗ №4 стенок кристаллизаторов импортного производства.

Для освоения промышленного производства кристаллизаторов по инновационной технологии в г. Нижний Тагил, создан Производственный комплекс, который полностью покрывает потребности предприятий России, и ориентирован на экспорт продукции (рис. 7).



Рис. 7 - Производственный комплекс ЗАО «НПП «Машпром», г. Н. Тагил

В настоящий момент авторским коллективом продолжаются исследования в области формирования аналогичных композиционных покрытий методом лазерной наплавки и комбинированной лазерной обработки [16], что позволит существенно повысить технологичность нанесения композиционных покрытий из разработанных порошковых смесей и расширить область их применения в промышленности.

Представленная работа является примером плодотворного сотрудничества представителей академической и отраслевой науки со специалистами машиностроительных и металлургических предприятий, направленного на внедрение в реальный сектор экономики результатов научных исследований для радикального повышения операционной эффективности предприятий и качества отечественной стальной продукции.

Выводы

1. На примере NiCrBSi покрытий рассмотрен новый подход к формированию никелевых сплавов с повышенными уровнями твердости и износостойкости при нагреве до температуры 1000 °С и более. Новый подход основан на использовании обнаруженного эффекта повышения механических характеристик наплавленных лазером NiCrBSi покрытий в результате отжига при температурах 1000-1075 °С, формирующего термически стабильные износостойкие структуры каркасного типа с крупными упрочняющими фазами (карбидами и боридами хрома).

2. Предложенный подход реализован в технологии производства стенок кристаллизаторов машин непрерывного литья заготовок. Создание на поверхности стенок кристаллизаторов композиционных покрытий на основе NiCrBSi сплавов с последующей термической обработкой обеспечило 4-20-кратное повышение стойкости стенок по сравнению с работоспособностью импортных стенок с гальваническим никелевым покрытием. Новая технология успешно реализована на ведущих металлургических предприятиях России.

Работа выполнена в рамках государственных заданий ФАНО России по теме «Структура» № АААА-А18-118020190116-6 и ИМАШ УрО РАН по теме № АААА-А18-118020790147-4.

Список литературы

1. Navas C., Colaco R., De Damborenea J., Vilar R. Abrasive wear behavior of laser clad and flame sprayed-melted NiCrBSi coatings // Surface and Coating Technology, 2006. Vol. 200. P. 6854-6862.

2. Кушнарев А.В., Киричков А.А., Вопнерук А.А., Котельников А.Б., Коробов Ю.С., Макаров А.В., Филатов С.В., Шифрин И.Н. Физико-механические характеристики газо-термических покрытий стенок кристаллизатора машин непрерывного литья заготовок // Сварка и диагностика, 2017. № 5. С. 50-53.

3. Котельников А.Б., Вопнерук А.А., Макаров А.В., Коробов Ю.С., Киричков А.А., Дагман А.И., Шифрин И.Н. Новые материалы и технологии существенного повышения износостойкости рабочей поверхности металлургического оборудования // Тяжелое машиностроение, 2018. № 9. С. 14-20.

4. Кушнарев А.В., Киричков А.А., Коробов Ю.С., Вопнерук А.А., Котельников А.Б. Анализ тепловой нагрузки и напряжений в газотермическом покрытии стенки кристаллизатора МНЛЗ // Сварка и диагностика, 2017. № 4. С. 55-58.

5. Zikin A., Antonov M., Hussainova I., et al. High temperature wear of cermet particle reinforced NiCrBSi hardfacings // Tribol. Int., 2013. Vol. 68. P. 45-55.

6. Шевченко О.И., Фарбер В.М., Трекин Г.Е. Влияние высокотемпературного нагрева на структуру покрытия H73X16C3P3, полученного плазменно-порошковой наплавкой // Известия ВУЗов. Черная металлургия, 1994. № 10. С. 76-77.

7. Макаров А.В., Горкунов Э.С., Малыгина И.Ю. и др. Вихретоковый контроль твердости, износостойкости и толщины покрытий, полученных методом газопорошковой лазерной наплавки // Дефектоскопия, 2009. №11. С. 68-78.

8. Макаров А.В., Соболева Н.Н. Формирование износостойких NiCrBSi покрытий лазерной наплавкой и комбинированными обработками // В кн. Перспективные материалы: учебное пособие / Под ред. Д.Л. Мерсона. Тольятти: ТГУ, 2017. Т. VII.292 с. Глава 5. С. 123-208.

9. Макаров А.В., Соболева Н.Н., Малыгина И.Ю., Осинцева А.Л. Формирование износостойкого хромоникелевого покрытия с особо высоким уровнем теплостойкости комбинированной лазерно-термической обработкой // МиТОМ, 2015. №3. С. 39-46.

10. Патент РФ № 2492980. Способ получения теплостойкого покрытия / А.В.Макаров, Н.Н.Соболева, И.Ю.Малыгина, А.Л.Осинцева. – Оpubл. в БИМП. 2013. № 26.
11. Куклев А.В., Лейтес А.В. Практика непрерывной разливки стали. – М.: Metallurgizdat, 2011. – 432 с.
12. Коробов Ю.С. Повышение срока службы деталей сверхзвуковым газопламенным напылением // Тяжелое машиностроение, 2006. №7. С. 34–36.
13. Коробов Ю.С., Котельников А.Б., Кушнарев А.В., Киричков А.А., Филиппов М.А., Вопнерук А.А. Анализ особенностей формирования газотермических покрытий на стенке слябового кристаллизатора // Черные металлы, 2017. № 1. С. 41-45.
14. Филатов С.В., Дагман А.И., Плешивцев А.Н., Кононыхин Г.Н., Вопнерук А.А., Котельников А.Б. Практика применения кристаллизаторов МНЛЗ с высоким ресурсом эксплуатации в ПАО НЛМК // Сталь, 2016. №11. С. 17–19.
15. Филатов С.В., Дагман А.И., Караваев В.Н., Глебов В.П., Кононыхин Г.Н., Вопнерук А.А., Котельников А.Б. Опыт эксплуатации в ПАО «НЛМК» кристаллизаторов слябовой МНЛЗ с усовершенствованной конструкцией стенок. // Metallurg, 2018. №1. С 63-66.
16. Korobov Yu., Vopneruk A., Kotelnikov A., Khudorozhkova Yu., Burov S., Balu P. Structure analysis of laser deposited NiBSi-WC coatings on a Cu-Cr-Zr substrate // AIP Conference Proceedings, 2017. Vol. 1909, 020098.

УДК 669

Высокотехнологичные свариваемые жаропрочные сплавы: актуальные и перспективные направления развития

Ломберг Б.С., д.т.н.; Мазалов И.С.; Овсепян С.В., к.т.н.; Евгенов А.Г., к.т.н.; Ахмедзянов М.А.

¹*Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»), Москва*

Аннотация:

В краткой форме представлена информация по классификации, свойствам, технологии производства, термической обработки и получения сварных соединений, направления развития жаропрочных высокотемпературных никелевых сплавов

Ключевые слова:

жаропрочные сплавы, ГТД

Введение

Никелевые жаропрочные сплавы уже более 90 лет применяются в конструкции энергетических установок, для газотурбинных и реактивных двигателей, практически с момента их появления в виде серийных образцов. Области применения никелевых жаропрочных сплавов, особенно для авиационных газотурбинных двигателей, расширились вплоть до конца 20-го – начала 21 века, когда новые неметаллические материалы, интерметаллические сплавы и композиционные материалы постепенно начали вытеснять стали и никелевые сплавы. Тем не менее, в настоящее время и в перспективе ближайших 5-15 лет, существующая сейчас обширная область использования жаропрочных никелевых сплавов не может быть заменена новыми материалами в силу целого ряда причин и ограничений. Следовательно, эта область металловедения и технологии остается актуальной и востребованной, особенно в аспекте внедрения новых технических достижений металлургии и машиностроения.

Настоящий доклад призван осветить текущее состояние применения и ближайшие перспективы развития сплавов на никелевой основе в области группы свариваемых материалов, применяемых в конструкциях авиационных ГТД при температурах от 600 °С до 1100 °С и выше.

Классификация жаропрочных никелевых сплавов

Особенности легирования свариваемых никелевых сплавов прямо связаны с их эксплуатационными требованиями, в результате, они представляют собой две различные группы материалов.

Высокопрочные свариваемые сплавы, механические свойства которых обеспечены, в основном, присутствием в аустенитной основе значительной доли (до 25 % об.) упрочняющей фазы, широко применяются в качестве деталей корпусов, несущих сварных конструкций, силовых элементов статора газотурбинных двигателей и энергетических установок, рабочая температура и нагрузки на которых не позволяют использовать стали или

титановые сплавы. Особенностью возникновения эффективной упрочняющей фазы в структуре этих материалов является распад твердого раствора на основе никеля с выделением интерметаллидного соединения Ni_3Al (γ' -фаза) или Ni_3Nb (γ'' -фаза) по эвтектоидной реакции в виде мелкодисперсных частиц, при охлаждении или выдержке в интервале температур старения. Таким образом, никелевые жаропрочные сплавы, получаемые в двухфазном состоянии, называют «стареющими» или «дисперсионно-твердеющими» материалами. Уровень механических характеристик дисперсионно-твердеющих материалов представлен в таблице 1.

Таблица 1

Механические свойства свариваемых дисперсионно-твердеющих никелевых сплавов

Марки сплавов	$T_{\text{раб. макс.}}$	$\sigma_{\text{в}}^{20}$	σ_{100}^{600}	σ_{100}^{700}	σ_{100}^{800}
Листы	°С	МПа			
ВЖ172	900	1450	930	620	235
ВЖ176	650	1300	900	-	-
ЭП708	700	1245	-	470	235
Inconel 718	650	1450	870	500	-
Поковки и кольца	$T_{\text{раб. макс.}}$	$\sigma_{\text{в}}^{20}$	σ_{100}^{650}	σ_{100}^{750}	$\sigma_{0,2/100}^{750}$
ВЖ172	750	1320	770	460	360
Inconel 718	650	1350	635	345	230
ЭП718	700	1200	630	315	-

Жаростойкие или «гомогенные» сплавы применяются, в основном, для тонкостенных деталей, работающих в условиях высоких температур и агрессивной среды сгорания топливовоздушной смеси, потоков горячего газа. Прочностные характеристики, стойкость к теплосменам и

сопротивление окислению таких материалов обеспечиваются легированием никелевой матрицы высокой долей различных тугоплавких элементов, повышающих температуру плавления основы, а следовательно – максимальную рабочую температуру. Рабочие характеристики жаростойких никелевых сплавов представлен в таблице 2.

Таблица 2

Механические свойства свариваемых жаростойких никелевых сплавов

Марки сплавов	$T_{\text{раб}}$	$\sigma_{\text{в}}^{20}$	σ_{100}^{1000}	σ_{100}^{1100}	σ_{100}^{1200}
	°С	МПа			
ВЖ171	1250	870	70	45	23
ВЖ145	1100	900	45	18	-
ВЖ98	1000	880	25	-	-
Haynes 188	1100	900	45	15	-
Марки сплавов	$T_{\text{раб}}$	$\sigma_{\text{в}}^{20}$	σ_{100}^{650}	σ_{100}^{800}	σ_{100}^{1000}
ВЖ159	1000	1100	570	175	26
ЭП648	1000	930	-	180	29
Haynes 263	900	1050	530	170	-

Конструкционные жаропрочные материалы для ГТД классифицируются как свариваемые при возможности их соединения в виде деталей и сборочных единиц способами сварки плавлением, в том числе, ручной аргонодуговой сваркой. При этом, требования к прочности соединения, как правило, не ниже 0,8 от уровня основного материала. Сочетание комплекса служебных характеристик и высокая технологичность свариваемых никелевых сплавов, делает их наиболее распространенными жаропрочными

материалами, как по номенклатуре деталей, так и по общему весу в конструкции современного авиационного газотурбинного двигателя.

Виды полуфабрикатов, технологии металлургии и термической обработки

Несмотря на схожие металлургические технологии получения заготовок деталей из никелевых свариваемых сплавов, области их применения для реактивных и энергетических установок обуславливают различные подходы к формированию структурно-фазового состояния этих материалов, призванного обеспечить их эксплуатационные характеристики.

Подавляющая часть номенклатуры заготовок и полуфабрикатов из свариваемых никелевых жаропрочных сплавов для деталей газотурбинных двигателей и энергетических установок в настоящее время изготавливается деформацией слитка вакуумно-индукционной выплавки. Для высокопрочных свариваемых сплавов часто применяют сочетание вакуумно-индукционной выплавки с последующим вакуумно-дуговым или электрошлаковым переплавом, что позволяет повысить как чистоту металла по примесям, а значит и механические свойства, так и увеличить технологичность заготовки в производстве, повысить КИМ.

Высокопрочные сплавы в результате многоступенчатой деформации получают в виде кованных и катаных прутков, цельнокатаных колец, листового проката различной толщины. Также ковкой на прессах в штампах изготавливают заготовки дисков и валов для сварных роторных конструкций. Жаростойкие материалы, как правило, требуются в виде холоднокатаного листа и ленты, реже в виде прутков и колец.

Для каждой марки жаропрочного сплава выбирают оптимальные температурные границы деформирования, а режим термической обработки назначают, учитывая особенности формирования структуры материала. В частности, для свариваемых сплавов критически важно получить

равномерную рекристаллизованную структуру с размером зерна не выше определенных значений, сверх которых сварка становится затруднительна.

Производство новых жаропрочных свариваемых никелевых сплавов разработки ФГУП «ВИАМ» освоено на предприятиях АО «Металлургический завод «Электросталь», ПАО «Ашинский металлургический комбинат», ПАО «Русполимет».

Области применения в ГТД и технологии получения ДСЕ

Высокопрочные свариваемые сплавы, относящиеся к дисперсионно-твердеющим материалам, применяют для производства сварных корпусов компрессора, камеры сгорания, корпуса и задней опоры турбины, других силовых деталей. В некоторых изделиях свариваемые сплавы применяются для изготовления роторных деталей компрессора – дисков, барабанов, валов, с их неразъемным сварным соединением. Это позволяет снизить вес конструкции за счет отказа от крепежа и необходимости увеличения массы в зоне крепежных отверстий, являющихся концентраторами напряжений.

Рабочие температуры этой группы свариваемых никелевых сплавов находятся в пределах 700-800 °С, отдельные материалы могут работать с кратковременным забросом до 900 °С. Выше этих температур происходит укрупнение структуры упрочняющих фаз γ' и/или γ'' -фазы, а в ряде случаев – частичное растворение или превращение в фазы с нежелательной морфологией, что приводит к существенному снижению механических свойств материала.

Жаростойкие высокотемпературные никелевые сплавы применяются для производства деталей жаровых труб, диффузоров, форсунок и завихрителей камеры сгорания, экранов сопла, элементов форсажной камеры. Как правило, это тонкостенные детали в виде оболочек, получаемые из листа с соединением сваркой. Малоразмерные детали часто изготавливают отливкой по выплавляемым моделям или штамповкой из прутка. Такие детали работают в диапазоне температур от 700 до 1150 °С по металлу при

относительно небольших нагрузках, помимо несущих нагрузок, подвергающихся давлению при расширении сгорающей топливо-воздушной смеси. Однако высокая температура, агрессивная среда сгорающего топлива и возможные условия неравномерного горения, которые могут привести к локальному перегреву, накладывают особые требования к служебным характеристикам этой группы материалов.

Для получения деталей и сборочных единиц из жаропрочных никелевых сплавов в моторостроительном производстве применяют аргонодуговую сварку неплавящимся электродом (АрДЭС) с присадочной проволокой, как ручную, так и автоматическую, позволяющую повысить стабильность и качество полученного соединения при выполнении протяженных швов. Таким образом, выполняются как протяженные кольцевые соединения деталей в узле, например обечаек или фланцев в корпусах, так и стыковые соединения отдельных элементов деталей.

В последнее время для основных и особо ответственных деталей предпочтительно применяют электроннолучевую сварку (ЭЛС) вместо автоматической аргонодуговой сварки. Преимущество ЭЛС заключается в возможности более точного, концентрированного и мощного энергетического воздействия в зоне соединения, при котором ширина сварного шва и околошовной зоны в 2-3 раза меньше, чем при ААрДЭС, а возможность сварки обеспечивается в сечениях свыше 20 мм. С точки зрения механических характеристик ЭЛС также имеет преимущество в связи с более тонкой и менее дефектной кристаллической структурой шва, меньшими напряжениями в околошовной зоне: прочность шва при ЭЛС может составлять от 0,95 до 1,0 от основного материала, тогда как для АрДЭС типичные значения – 0,8-0,85 от прочности основного материала. Тем не менее, для тонкостенных изделий, таких как жаровые трубы, экраны, другие детали малых размеров, применение аргонодуговой сварки не имеет альтернативы.

Направления развития и способы совершенствования структурно-фазового состояния материалов

Требования к перспективным свариваемым никелевым сплавам, равно как и к другим конструкционным материалам для горячего тракта ГТД, связаны, в первую очередь, с повышением механических свойств при одновременном росте максимальной рабочей температуры. Однако уже к концу 20 века сложилось понимание, что существенный рост характеристик материалов на основе системы легирования никеля тугоплавкими элементами и элементами, образующими дисперсное упрочнение интерметаллидной фазой, далее не возможен.

Прогресс материаловедения жаропрочных сплавов в ближайшей перспективе – поиск новых или оптимизация существующих систем упрочнения, не требующих разработки принципиально новых технологических подходов к получению деталей, что явилось бы сильнейшим ограничивающим фактором при внедрении их для авиации, как, например, в случае с композиционными материалами.

Вторым аспектом развития является совершенствование технологии получения заготовок деталей из жаропрочных деформируемых сплавов на основе систематизированного знания в области металловедения и металлургии, что позволяет применять в практике математическое компьютерное моделирование при анализе процессов формообразования, термической обработки заготовок и изделий с разработкой оптимальных режимов их производства. Таким образом, даже для серийных материалов гарантированный уровень механических свойств может быть существенно повышен, что, в свою очередь, даст возможность конструкторам обоснованно заложить запас прочности в изделии и снизить вес узлов при гарантированном ресурсе. Примером может служить оптимизация на основе компьютерного моделирования термомеханических процессов при

деформации с обеспечением регламентированного размера зерна в заготовках.

Также, освоение гранульной металлургии с последующей деформацией компактированной заготовки один из перспективных подходов к получению заготовок деталей больших габаритов с регламентированной структурой.

Важным направлением развития металловедения жаропрочных никелевых сплавов и критерием при разработке новых марок материалов является требование структурной стабильности. Для высокопрочных никелевых сплавов этот критерий обусловлен стабильностью упрочняющей фазы в области рабочих температур. Дополнительное выделение упрочняющей фазы с нежелательной морфологией или ее коагуляция и превращение в процессе эксплуатации отрицательно сказываются на служебных характеристиках материала. Ряд материалов, как в России, так и в США, созданы с требованием сохранения стабильности микроструктуры и пластических свойств во всем диапазоне рабочих температур.

Аддитивное производство заготовок деталей

Новые технологии, в том числе аддитивные, позволяют применять жаропрочные высокотехнологичные сплавы для получения деталей сложного сечения, с внутренними закрытыми полостями, литье которых было затруднено или вообще невозможно.

Аддитивные технологии, например, процесс селективного лазерного синтеза, позволяет точно управлять высоко координированным энергетическим воздействием на микрообъем сплава, что обеспечивает получение структуры материала с более высокими, по сравнению с отливками, рабочими характеристиками. В настоящее время применение никелевых материалов в области аддитивных технологий ограничивается особенностями процессов сверхбыстрой кристаллизации, вызывающей накопление значительных внутренних напряжений, что ведет к образованию микро и макро дефектов. Поэтому наиболее широкое применение, как в

прототипировании, так и в изготовлении деталей, получили никелевые сплавы, содержащие ограниченную долю интерметаллидной фазы – ЭП648, ВЖ159, а также гомогенные – материалы, относящиеся к группе свариваемых никелевых сплавов. Новые сплавы, разработанные в ФГУП «ВИАМ» и только недавно внедренные в виде деформированных заготовок деталей для новых ГТД уже сейчас применяются для аддитивного производства, а следующее поколение этих материалов будет разработано с учетом особенностей этой новой технологии.

УДК 669

Деформация высоколегированных жаропрочных никелевых сплавов вблизи температуры растворения упрочняющей γ' -фазы

Овсебян С.В., Ломберг Б.С., Летников М.Н., Короткий А.В.

¹*Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»), Москва*

Аннотация:

Изложены особенности деформации высоколегированных жаропрочных никелевых сплавов вблизи температуры растворения упрочняющей γ' -фазы.

Ключевые слова:

жаропрочные сплавы, ГТД

Для дисков турбины и компрессора высокого давления газотурбинных двигателей применяются деформируемые высоколегированные жаропрочные никелевые сплавы. Технология производства заготовок дисков путем многостадийной обработки давлением слитков вакуумного дугового переплава обеспечивает высокие характеристики кратковременной, длительной и циклической прочности. При горячей деформации грубая литая структура сплава трансформируется в равномерную, с заданным размером фазовых составляющих. В промышленности обработка давлением сплавов такого класса проводится в двухфазной области. При этом, важно, чтобы по всему объему штамповки прошла динамическая рекристаллизация (ДР), которая, как известно, не только снижает сопротивление деформации,

формирует равномерную зеренную структуру, но и повышает технологичность металла, ограничивая рост пор и распространение трещин.

В работе исследовали осадку образцов сложнолегированных жаропрочных никелевых сплавов системы Ni-Co-Cr-W-Al-Nb-Ti-Mo для дисков ГТД марок ЭК151, ЭП962 и типа ЭП975 при различных скоростях деформации при температурах вблизи полного растворения упрочняющей γ' фазы (Тп.р. γ') – см. таблицу. Количество γ' фазы ~ 50%, 45% и 60% для трёх марок сплавов соответственно, Тп.р. γ' равна ~1150°C для ЭК151 и ЭП962, и ~1225 °С для сплава типа ЭП975.

Таблица1

Параметры испытаний образцов.

Сплав	Размеры образцов, мм	Температура испытаний, °С	Скорость деформации, 1/с	Испытательная машина
ЭК151	ø10x15 прессованный	1120, 1130, 1140, 1150	$3,7 \cdot 10^{-2}$	MTS-50
ЭП962	ø15x22, прессованный	1125, 1150, 1175	$3,7 \cdot 10^{-2}$, $7,1 \cdot 10^{-3}$, $7,4 \cdot 10^{-4}$	УМЭ-10ТМ
типа ЭП975	ø10x15 литой, гомогенизация	1180, 1200, 1220, 1240	$1,1 \cdot 10^{-2}$	

На кривых деформации сплава ЭК151 (рис.1) в интервале $\epsilon=0,015-0,02$ для всех температур наблюдаются острые максимумы. Далее, кроме 1120°C, обозначается второе повышение напряжения с максимумом при $\epsilon=0,13-0,15$ с последующем разупрочнением, что свидетельствует о прохождении ДР. На всех кривых наблюдается неустойчивость течения со скачками амплитудой ~ до 1 МПа (эффект Портевена-Ле Шателье). И первый пик, и скачки течения могут быть связаны с блокированием дислокаций и дефектов упаковки дисперсными выделениями фаз при динамическом старении или атомами внедрения, упорядочением твердого раствора. Напряжение течения снижается с ростом температуры. Однако, при деформации в интервале от 0,07 до 0,35 напряжение течения при 1130°C ниже, чем при 1140°C.

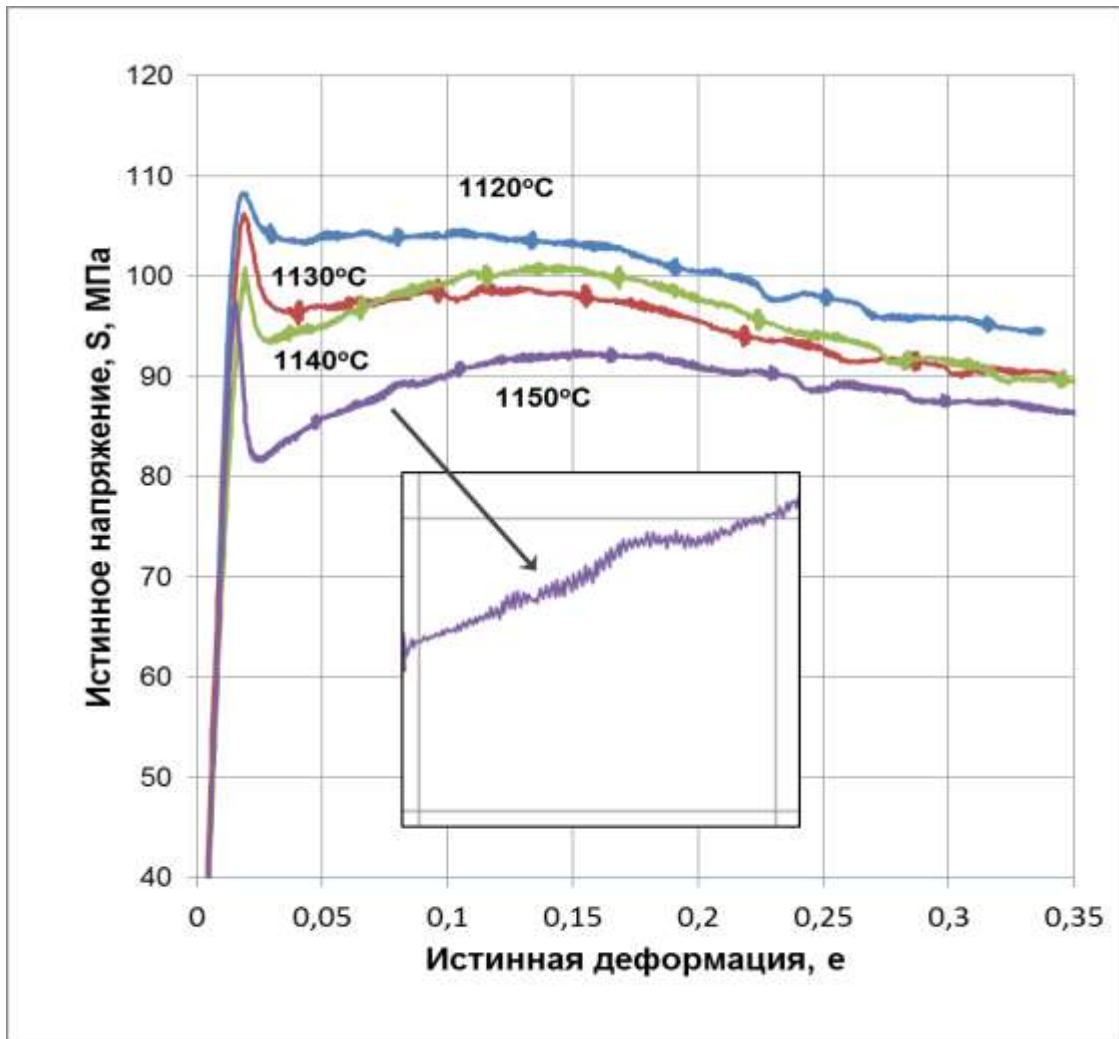


Рис 1 - Кривые деформации сплава ЭК151

При испытании образцов сплава ЭП962 из-за меньшей точности машины УМЭ-10ТМ данные при деформациях менее 0,02 не учитывались. При 1125°C, при изученных скоростях испытания наблюдается осцилляция напряжения течения (рис.2). Несколько максимумов на кривых наблюдались и при 1150°C и 1175°C и скоростях $7,1 \cdot 10^{-3}$ и $7,4 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$. Такой характер кривых при осадке прессованных образцов свидетельствует о прохождении ДР и зависимости этого процесса от количества γ' частиц и размера зерен.

По кривым деформации сплава ЭП962, возможно построить зависимости $\partial\sigma/\partial\epsilon$ и $-\partial\theta/\partial\sigma$ от напряжения течения и определить критическое напряжение необходимое для начала процесса ДР и максимальное напряжение.

При деформации от 0,05 до ~0,2 при 1125°С напряжение течения ниже, чем при 1150°С для всех исследованных скоростей испытаний, что сходно с результатами для сплава ЭК151 при 1130 и 1140°С. Исследование структуры показало, что для сплава ЭК151 при температуре на 20-25°С ниже Тп.р. γ' количество крупных частиц фазы - от 10 до 15%. Они сдерживают рост зерен матрицы, их границы являются местом зарождения новых зерен (рис. 3).

Для подтверждения влияния частиц γ' -фазы на снижение напряжения течения при Тп.р. γ' – (20-25)°С, провели деформацию литых образцов сплава типа ЭП975, зеренная структура которых значительно крупнее по сравнению с прессованными ЭК151 и ЭП962, размер частиц γ' -фазы 3-4 мкм. На рис.4 видна та же закономерность: при температуре 1200°С (на 25°С ниже Тп.р. γ') напряжение течения в интервале деформации 0,06-0,3 ниже, чем при 1220°С.

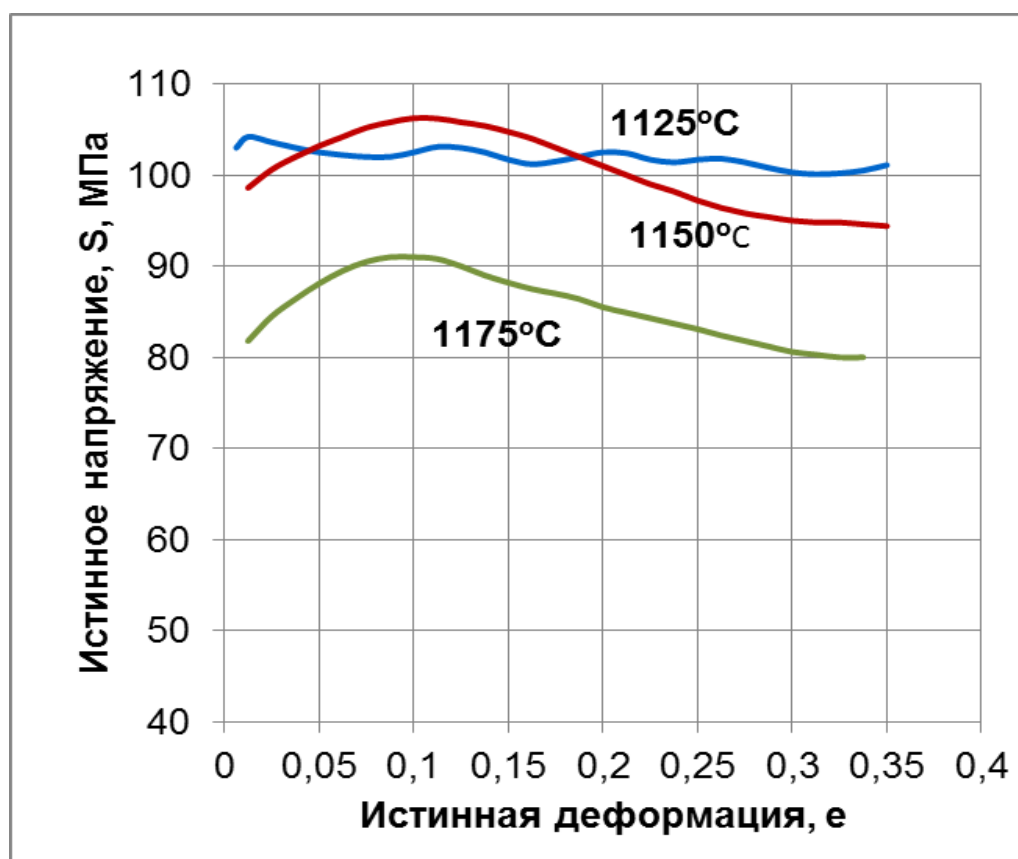


Рисунок 2. Кривые деформации сплава ЭП962, скорость $3,7 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$

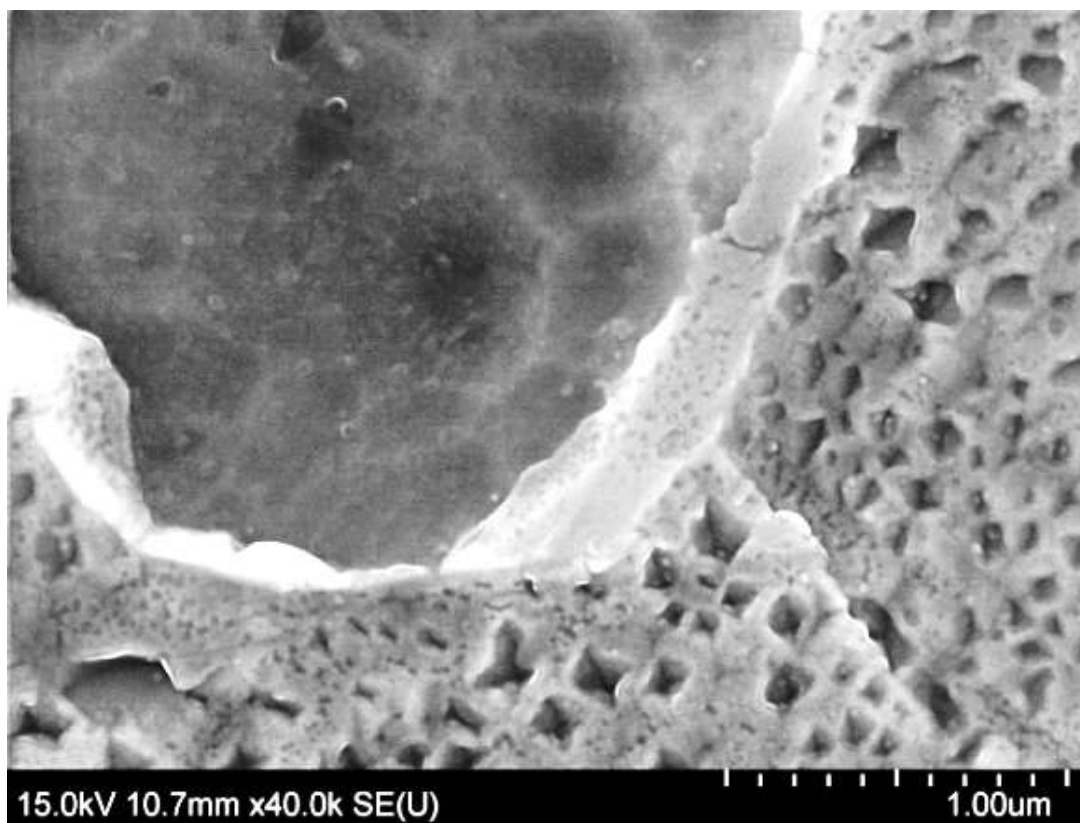


Рис. 3 - Микроструктура сплава ЭК151 после деформации при 1130°C, x40000.

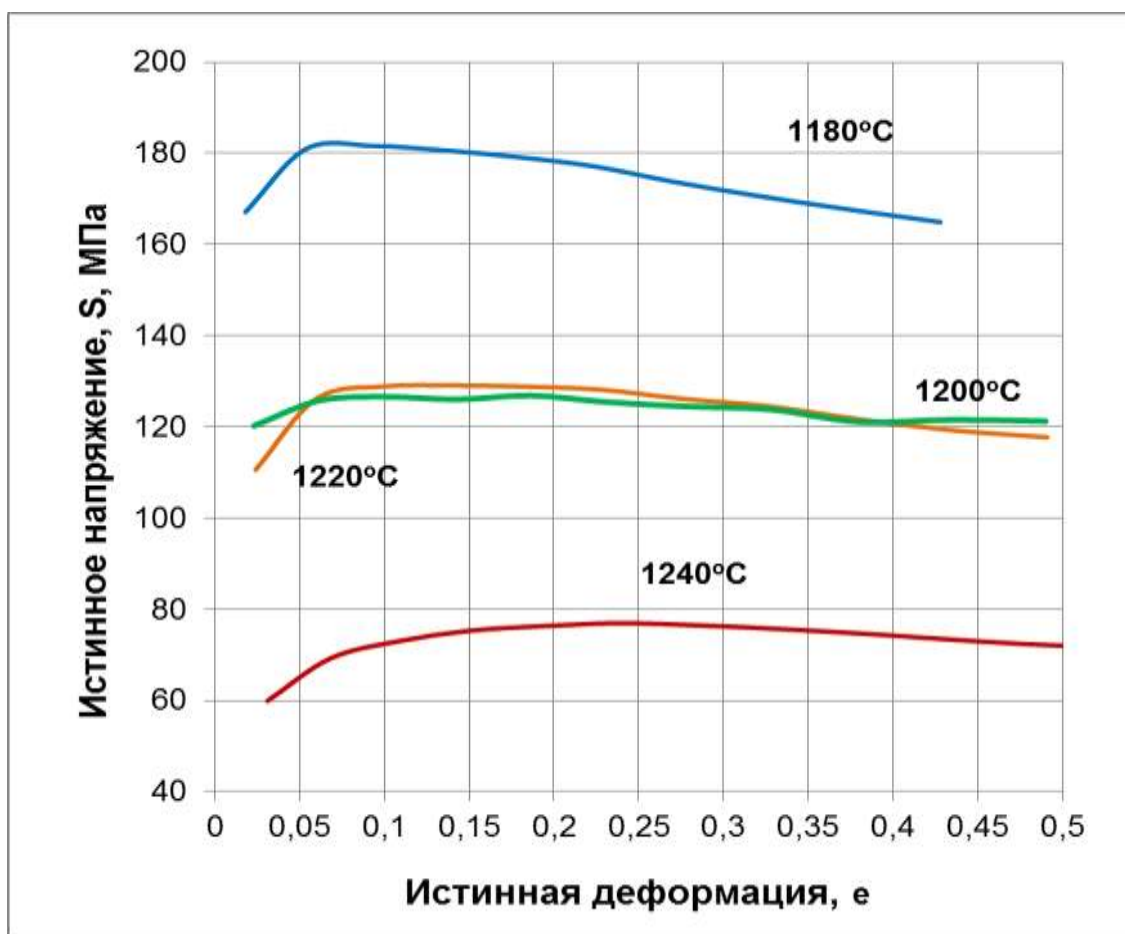


Рис 4 - Кривые деформации сплава типа ЭП975

Таким образом установлено, что при деформации жаропрочных никелевых сплавов, независимо от уровня легирования и предшествующей обработки, наибольшее снижение напряжения течения в двухфазной области наблюдается при температурах на 20-25°С ниже полного растворения γ' -фазы, и связано с наличием определенного количества (10-15%) и размера (более 1,5 мкм) γ' - частиц. Они оказывают решающее влияние на ход процессов структурообразования, инициируя зарождение новых зерен.

Системные требования: Intel от 1,3 ГГц; Windows XP/Vista/7; Adobe Reader; дисковод CD-ROM; 10 Мб; Загл. с экрана.

Использованное программное обеспечение: Microsoft Office Word 2010

Статьи представлены в авторской редакции

За содержание статей, точность приведенных фактов и цитирование
несут ответственность авторы публикаций

Объем издания: 10 Мб.

Тираж 100 экз.

Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов»,
Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»
ГНЦ РФ)

Изд-во ФГУП «ВИАМ»

admin@viam.ru

