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



(НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ)

Технологическая платформа «Материалы и технологии металлургии»



**Всероссийская
научно-техническая конференция
«Современные жаропрочные никелевые
деформируемые сплавы и технологии их
производства»**

Материалы конференции

24 сентября 2021 г.

Электронное издание

Москва

2021

УДК 669

ББК 34.25 + 34.62 + 34.651

C56

Редакционная коллегия:

А.В. Востриков, к.т.н., начальник НИО «Жаропрочные литейные и деформируемые сплавы и стали»; Д.В. Капитаненко, начальник лаборатории «Деформация и обработка материалов давлением»; М.Н. Летников, к.т.н., начальник лаборатории «Жаропрочные сплавы на никелевой основе»; С.В. Овсепян, к.т.н., заместитель начальника лаборатории по науке «Жаропрочные сплавы на никелевой основе», Е.А. Шеин, к.т.н., главный специалист.

Современные жаропрочные никелевые деформируемые сплавы и технологии их производства : материалы Всероссийской научно-технической конференции (г. Москва, 24 сентября 2021 г.), [Электронный ресурс] / НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ. – М. : НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ, 2021. – 132 с. : ил. – ISBN 978-5-905217-73-9. – 1 электрон. опт. диск (CD-ROM). – Систем. требования: Intel Pentium; 1,3 ГГц и выше; Windows 7/10; Adobe Reader 6.0 и выше; дисковод CD-ROM. – Загл. с экрана.

Основные тематические направления конференции:

- жаропрочные деформируемые материалы на основе никеля;
- оборудование и технологии производства жаропрочных деформируемых материалов на основе никеля;
- методы неразрушающего контроля;
- испытания в области оценки свойств материалов и элементов конструкций и др.

УДК 669

ББК 34.25 + 34.62 + 34.651

Организационный комитет
(НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ)

Председатель:

В.В. Антипов – к.т.н., заместитель генерального директора по науке.

Заместители председателя:

М.М. Бакрадзе – к.т.н., заместитель генерального директора по металлическим материалам;

А.В. Востриков – к.т.н., начальник НИО «Жаропрочные литейные и деформируемые сплавы и стали».

Члены организационного комитета:

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

А.А. Каныгин – начальник управления;

Д.В. Капитаненко - начальник лаборатории;

Л.В. Прохорова – начальник отдела;

К.Н. Катаев – специалист по выставочной деятельности;

И.Ю. Смирнова - заместитель начальника отдела;

Д.С. Трушин – начальник сектора;

Н.В. Войтенко - специалист по выставочной деятельности;

А.В. Бабин – ведущий специалист по связям с общественностью;

Е.А. Цилин – ведущий специалист.

СОДЕРЖАНИЕ

Современные жаропрочные деформируемые никелевые сплавы ВИАМ для деталей ГТД	5
Востриков А.В.; Ломберг Б.С.; Летников М.Н.; Овсепян С.В.	
Оценка возможности производства изделий глубокого передела деформированием вакуумно-дугового слитка из никелевого жаропрочного сплава ЭП741НП (ХН51КВМТЮБ)	15
Лисовский А.В.; Кабанов И.В.; Сидорина Т.Н.	
Освоение лигатур при выплавке жаропрочных никелевых сплавов и сталей.....	24
Крылов С.А.; Егоров Е.В.; Джамалдинов Р.А.; Макаров А.А.; Дружнов М.А.	
Особенности и возможности деформируемых жаростойких никелевых сплавов, упрочняемых внутренним азотированием.....	34
Овсепян С.В.; Ломберг Б.С.; Ахмедзянов М.В.; Мазалов И.С.	
Обработка давлением жаропрочных никелевых сплавов с применением метода компьютерного моделирования	48
Шпагин А.С.; Шишков С.Ю.	
Поверхностные остаточные напряжения в деталях из сплава ХН73МБТЮ-ВД и методы их контроля.....	64
Новиков С.В.; Астанин В.В.; Песин М.В.; Макаров В.Ф.; Дубин А.И.; Хадиуллин С.Х.; Кильметова Л.Р.	
Расчет энергии дефектов упаковки в жаропрочных никелевых сплавах	80
Воскобойников Р.Е.	
Исследование характеристик малоциклового усталости жаропрочного деформируемого сплава ВЖ175	99
Ходинев И.А.; Горбовец М.А.; Монин С. А.; Рыжков П.В.	
Исследование структурно-фазового состояния жаропрочных никелевых деформируемых сплавов с применением комплекса высокоразрешающих методов электронной микроскопии	122
Чабина Е.Б.; Филонова Е.В.; Раевских А.Н.; Зайцев Д.В.	

УДК 669

Современные жаропрочные деформируемые никелевые сплавы ВИАМ для деталей ГТД

Востриков А.В., к.т.н.; Ломберг Б.С., д.т.н.; Летников М.Н., к.т.н.;
Овсебян С.В., к.т.н.

Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Государственный научный центр Российской Федерации (НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ)

Аннотация:

Представлены сведения о современных жаропрочных никелевых деформируемых сплавах, разработанных ВИАМ. Показано, что новые деформируемые жаропрочные никелевые сплавы для деталей ГТД, обладают высоким комплексом свойств и соответствуют или превосходят современные материалы аналогичного назначения, в том числе зарубежные.

Ключевые слова:

жаропрочный никелевый деформируемый сплав, гранулируемый сплав, детали ГТД

Жаропрочные никелевые деформируемые сплавы, созданные в ВИАМ, уже более 70 лет используются для ответственных деталей и узлов всех отечественных газотурбинных двигателей (ГТД). По назначению в ГТД деформируемые сплавы можно условно разделить на три группы:

- сплавы для дисков турбины высокого и низкого давления (КВД, КНД), и высокотемпературных ступеней компрессора высокого давления (КВД);
- свариваемые сплавы для корпусов КВД, камеры сгорания (КС) и турбины, опор;
- свариваемые жаростойкие сплавы для деталей, работающих в высокотемпературном потоке газа (жаровая труба, диффузор, экран, сопло и др.).

Во ФГУП «ВИАМ» за последнее время были разработаны новые деформируемые жаропрочные никелевые сплавы для роторных и статорных деталей и технологии их обработки. В таблице 1 представлены химические составы, назначение и особенности перспективных сплавов, в том числе, созданных в последние годы.

Таблица 1 - Новые жаропрочные никелевые сплавы разработки ФГУП «ВИАМ»

Назначение	Сплав	Особенности	Содержание основных компонентов, % вес (основа никель)									
			Co	Cr	Mo	W	Ta	Al	Ti	Nb	Hf	Другие
Диски турбин и КВД	ВЖ175	Высокопрочные	15.2	9.8	4.3	3.1	-	3.8	2.5	4.2	-	-
	ВЖ178П		15,0	11,2	8,0	0,6	10,5			0,1	-	
Свариваемые узлы ГТД	ВЖ172		15,8	15,0	4,8	1,4	-	1,75	1,25	4,4	-	0,8% Zr
	ВЖ176	С низким ТКЛР	21,5	1,0	1,2	1,4	3,0		4,5	-	26,0 % Fe	
	ВЖ171	Упрочнение внутренним азотированием	28,0	27,5	11,0	-	2,0		-	-	-	
Рабочие лопатки КВД	ВЖ179	Высокожаропрочный	15,0	9,5	9,7	8,6			-	-	-	

ВЖ175-ИД и ВЖ178П – жаропрочные никелевые сплавы, предназначенные для изготовления дисков компрессоров и турбин высокого

давления. Химические составы обоих сплавов разработаны с целью обеспечения высоких прочностных характеристик и фазовой стабильности для длительной эксплуатации при температурах до 750°C. Оба материала содержат более 50% упрочняющей γ' фазы и сохраняют работоспособность при кратковременных забросах температур до 800°C. Их прочностные характеристики в сравнении с аналогами представлены в таблице 2.

ВЖ175-ИД – деформируемый сплав, заготовки из которого производят методом многостадийной обработки давлением слитка двойной выплавки (ВИ+ВДП). Сплав разработан для дисков диаметром до 650 мм авиационного двигателя ПД-14. В интервале от 20 до 750°C он превосходит серийные деформируемые и гранулируемые сплавы (ЭК151, ЭП741НП, ВВ751П) по комплексу свойств; по длительной прочности и МЦУ преимущество достигает 10 и 25% соответственно.

Гранулируемый жаропрочный никелевый сплав ВЖ178П разработан для изготовления дисков для двигателя большой тяги ПД-35. При разработке состава и технологии его производства были реализованы современные материаловедческие подходы: легирование тугоплавкими и РЗМ элементами; использование гранул менее 70 мкм; горячее изостатическое прессование в сложноконтурных капсулах, близких по форме к готовым изделиям; специальная термическая обработка с высокоскоростной закалкой в инертном газе. В результате сплав ВЖ178П по комплексу свойств превосходит как отечественные, так и зарубежные аналоги. Значительным достижением для ВЖ178П прямого ГИП, являются значения сопротивления малоцикловой усталости, более высокие, чем у любого дискового сплава, в том числе, полученного деформацией из слитка ВЖ175-ИД. Особо стоит отметить, что все характеристики (таблица 2), получены на материале крупногабаритных заготовок дисков диаметром 750 мм, изготовленных в промышленных условиях.

Таблица 2 - Характеристики перспективных дисковых сплавов

Марка сплава	Т исп.	Свойства дисковых сплавов (средние значения)						
		σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ	КСУ	σ_{100}	МЦУ, N=10 ⁴ ц	
	°С	МПа		%	Дж/см ²	МПа	σ_0	$\Delta\epsilon_0$
ВЖ175-ИД, деформация слитка	20	1600	1190	14,0	37		1335	—
	650	1530	1080	12,0	39	1050	1275	—
	750	1190	1030	6,0	35	638	1130	0,9
ВЖ178П ГИП	20	1650	1180	18,5	40	—	1400	—
	650	1490	1090	22,0	33	1130	1300	0,9
	750	1230	1080	14,5	32	620	1150	-
ВВ751П ГИП	20	1545	1170	14,5	28		1226	
	650	1525	1090	12,0	30	1080	1100	—
	750	1270	1050	15,0	31	608	1100	0,9
Ме3 (René104) ГИП + деформация	20	1650	1150	21,0	—	—	—	—
	700	1310	980	15,0	—	—	—	—
	750	—	—	—	—	690	—	—
RR1000 ГИП+де- формация	20	1600	1085	24,0	—	—	—	—
	650	1450	1035	—	—	—	—	—
	750	1215	858	—	—	460	—	—

Достигнутый уровень прочностных характеристик крупногабаритных дисков из сплавов ВЖ175 и ВЖ178П отражает максимально возможный уровень технологий серийного производства: многостадийной деформации слитка и прямого горячего изостатического прессования. Дальнейшее повышение механических свойств невозможно без совершенствования методов производства. Сегодня во ФГУП «ВИАМ» ведутся исследовательские работы по разработке технологии изготовления заготовок дисков из отечественных сплавов методом ГИП с последующей деформацией, который позволяет реализовать преимущества обоих методов, нивелируя их недостатки. Данный способ успешно применяется за рубежом при производстве дисков ГТД из порошков высоколегированных сплавов:

RR1000, ME3, LSHR, Alloy 10 и др, полученных методом газовой атомизации.

В отечественной промышленности гранулы жаропрочных сплавов получают другим методом - плазменным центробежным распылением (PREP). Исследования ФГУП «ВИАМ» показывают, что сплав ВЖ178П полученный методом ГИП+деформация с использованием гранул PREP по сравнению с гранулами газовой атомизации имеет значительное преимущество по длительной прочности и сопротивлению малоцикловой усталости (таблица 3).

Таблица 3 - Свойства сплава ВЖ178П полученного из разных гранул методом ГИП + деформация

Метод получения гранул	Кратковременное растяжение				КСУ ²⁰	Время до разрушения при $\sigma_{650^{\circ}\text{C}} = 1130 \text{ МПа}$	МЦУ при 650°C σ_0 на базе 10^4 ц $f = 1 \text{ Гц}$
	$\sigma_{\text{в}}^{20}$	$\sigma_{0,2}^{20}$	δ^{20}	Ψ^{20}			
	МПа		%		Дж/см ²	час	МПа
газовая атомизация	1600	1250	12	13	30	100	1230
PREP	1670	1270	16	14	45	200	1350

Свариваемый сплав ВЖ172 наиболее перспективный материал для корпусов турбины и компрессора высокого давления, работоспособный при температурах до 900°C .

Сплав отличается высоким содержанием ниобия и добавкой 0,8% циркония – таблица 1, что обеспечивает сочетание высокой прочности с хорошей свариваемостью. ВЖ172 по жаропрочности и рабочей температуре превосходит зарубежный сплав Inconel 718, а по комплексу характеристик прочности и жаропрочности - все применяемые в настоящее время отечественные сплавы аналогичного назначения, такие как ЭП718 и ЭП708 - таблица 4.

Таблица 4 - Свойства сплава ВЖ172

П/ф, сплав	Предел прочности при	Длительная прочность,
------------	----------------------	-----------------------

	кратковременном разрыве, МПа	МПа	
<i>листы</i>	σ_B^{20}	σ_{100}^{600}	σ_{100}^{700}
ВЖ172	1400-1450	930	630
ЭП718	1230	800	460
<i>поковки</i>	σ_B^{20}	σ_{100}^{650}	σ_{100}^{750}
ВЖ172	1300-1350	800	460
ЭИ698	1200	670	380

В последние годы, совместно с предприятиями отрасли были проведены комплексные работы по разработке промышленных технологий изготовления крупногабаритных полуфабрикатов и деталей из сплава ВЖ172. Наиболее значимым результатом стало создание на базе предприятий АО «ОДК» сварной конструкции ротора КВД с дисками из сплава ВЖ172 (рисунок 1 а). Для этого на АО «Металлургический завод «Электросталь» была разработана технология и изготовлена опытная партия заготовок дисков диаметром 800 мм из сплава ВЖ172. Также впервые была разработана технология термической обработки такой сложной конструкции. В настоящее время проходят испытания ротора на стендах. Ранее эта технология была опробована для изготовления сварного ротора свободной турбины двигателя вертолета (рисунок 2б).

Кроме того в условиях АО «Металлургический завод «Электросталь» из сплава ВЖ172 изготовлены кольцевые заготовки диаметром более 1000 мм для двигателя большой тяги ПД-35 (рисунок 1в).

В настоящее время, полуфабрикаты и заготовки деталей из сплава ВЖ172 производят на металлургических предприятиях отрасли: АО «Металлургический завод «Электросталь», ПАО «Русполимет», ПАО «Ашинский метзавод».

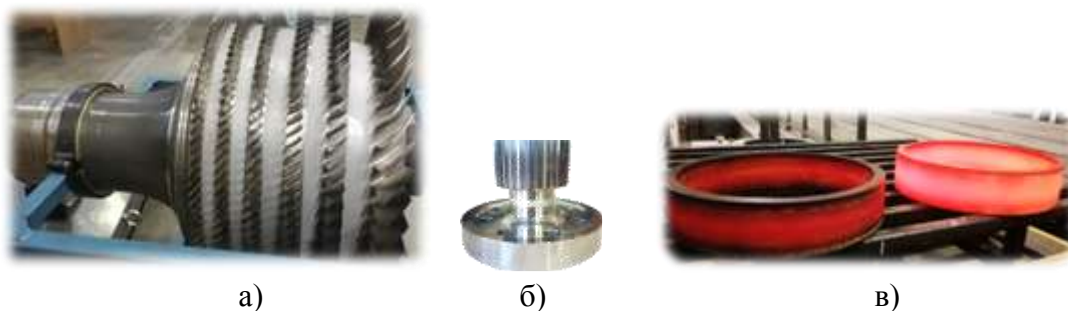


Рисунок 1 - Полуфабрикаты и узлы из сплава ВЖ172; а) – сварной ротор перспективного двигателя, б) сварной ротор вертолетного двигателя, в) - цельнокатанные кольца.

Свариваемый сплав ВЖ176, благодаря особому легированию имеет низкий (на 20% по сравнению с аналогами по применению) температурный коэффициент линейного расширения (в интервале от 20 до 600°С) при высоких значениях прочности и жаропрочности; температура его работы – до 600°С. Применение сплава для корпусов ГТД приведет к снижению термических напряжений в зонах неравномерного прогрева, на фланцах, в местах сопряжений деталей. Листы из ВЖ176-ИД показали высокую по сравнению с аналогами технологичность при производстве, обработке и сварке. Изготовление листового проката освоено на ПАО «Ашинский металлургический завод». В таблице 5 представлены свойства сплава. Видно его превосходство перед ЭП718 и Inconel 718 не только по ТКЛР, но и по кратковременной и длительной прочности. В условиях серийного производства АО «ОДК-Климов» изготовлен прототип корпуса камеры сгорания вертолетного ГТД. Полученные результаты показывают возможность использования сплава ВЖ176-ИД в качестве конструкционного материала для деталей статора авиационных ГТД.

Таблица 5. Свойства листового проката из сплава ВЖ176-ИД производства ПАО «АМЗ»

Характеристика		Темпера-тура испытаний, °C	Средние значения		
			ВЖ176-ИД	ЭП718	Inconel 718
ТКЛР в диапазоне $\alpha \cdot 10^6$, К ⁻¹		(20 ÷ 600)	11,5	14,5	14,5
Временное сопротивление, МПа		20	1370	1230	1250
Предел длительной прочности, МПа	100	600	905	800	850
	500		830	600	-
	100	650	745	540	620
К-т ослабления сваркой $\sigma_{\text{в}} / \sigma_{\text{св.соед.}}$ в осн.мат		20	0,87	0,97	-

Свариваемый сплав нового класса ВЖ171, благодаря химической композиции и упрочнению внутренним азотированием, работоспособен в потоке высокотемпературных газов до 1250°C, что является наиболее высокой температурой для сплавов на основе никеля. Жаропрочность сплава ВЖ171 при температурах выше 900°C значительно (в разы) выше, чем у всех сплавов аналогичного назначения. В настоящее время ведутся исследования по расширению температурного интервала его работы и созданию на его основе новых сплавов с более высокими свойствами.

Новый сплав ВЖ179 для лопаток компрессора разработан впервые за последние 60 лет по ТЗ «ОДК-Авиадвигатель» для перспективного двигателя большой тяги ПД-35. Химический состав сплава из-за высокого содержания тугоплавких и γ' образующих элементов обеспечивает его работоспособность до 800 °C. По комплексу свойств ($\sigma_{\text{в}}^{20} = 1400$ МПа; $\sigma_{\text{в}}^{800} = 1000$ МПа; $\sigma_{100}^{800} = 510$ МПа; $\sigma_{100}^{650} = 1040$ МПа) сплав ВЖ179 обладает значительным превосходством, как перед аналогом по применению (серийным сплавом ЭП718), так и лучшим материалом в этом классе - лопаточным сплавом ЭП220. В условиях промышленного производства на предприятии АО «Металлургический завод «Электросталь» отработаны

технологические режимы изготовления прессованных прутков диаметром от 50 до 70 мм.

Во ФГУП «ВИАМ» освоено малотоннажное производство заготовок дисков малоразмерных ГТД. Основной продукцией участка являются штамповки дисков из жаропрочных труднодеформируемых никелевых (Ø до 300 мм) и титановых (Ø до 350 мм) сплавов. Обработка давлением ведется в изотермических условиях. Производство оснащено гидравлическими прессами усилием 630 и 1600 тс с уникальными установками индукционного нагрева штамповой оснастки. Благодаря специально разработанным материалам, штампы можно нагревать до 950-1000 °С и проводить деформацию на воздухе. В производстве применяются создаваемые в нашем институте технологии обработки давлением, используется компьютерное управление и мониторинг. Обслуживают производство работники высокой квалификации, в том числе, задействованы научные сотрудники. Все это обеспечивает качество продукции не уступающее мировым аналогам.

Одним из важных направлений работы данного производства стало изготовление сварных роторов для турбокомпрессора ТК32-11 дизель-генераторов грузовых магистральных тепловозов 2ТЭ25КМ для АО «Пензадизельмаш». На участке изготавливаются штамповки дисков из жаропрочных никелевых сплавов ЭП718 и ЭИ698, из которых методом электроннолучевой сварки производят валы ротора.

В 2019-2020 годах произведено и поставлено ПАО «КАДВИ», ЗАО «СМЗ», «ОДК «Климов», филиала ПАО «ОДК-Сатурн – ОМКБ» более 4000 штамповок из жаропрочных никелевых и титановых сплавов ЭП742, ЭИ698, ЭК151, ЭП718, ВТ8.

В 2020 году на территории ВЭТЦ ВИАМ создано малотоннажное производство холоднокатаного листового проката – введены в эксплуатацию прокатный стан и агрегат формирования рулона, что позволило организовать замкнутый технологический цикл производства листов и лент из

специальных сталей и сплавов толщиной до 0,1 мм и шириной до 250 мм. За 2020 год на стане холодной прокатки изготовлено более 90 кг листов и лент из сплавов 97НЛ-ВИ, ВНС9-Ш, НЗЗЮ1, ХН77ТЮР для предприятий отрасли - АО «НПО «Родина», АО «МЗЭМ», АО «НПП «Стрела», ПАО «Филиал ПАО «ОДК-Сатурн»-ОМКБ. Планируется приобретение линии для обрезки кромок полос и рулонов толщиной от 0,05 до 1,5 мм.

В декабре 2021 года, также на территории ВЭТЦ ВИАМ, введен в эксплуатацию участок сортовой прокатки, оснащенный станами радиально-сдвиговой прокатки 14-40 и 30-70. На участке организовано малотоннажное производство горячекатаных прутков диаметром от 10 до 60 мм из специальных сталей и сплавов.

На созданном участке было организовано серийное производство полного цикла горячекатаных прутков из сплава ВНС32 (выплавка, ковка и прокатка в условиях ВИАМ) диаметрами 12, 15, 17 и 23 мм для ОДК УМПО. Одной из задач является освоение технологий изготовления прутков диаметром менее 30 мм из жаропрочных труднодеформируемых никелевых сплавов - в 2021 году изготовлена партия горячекатаных прутков диаметром 13 мм из сплава ЭИ929 в количестве 52 кг, проводятся опытные работы по освоению технологии изготовления мелкосортowego проката из жаропрочного никелевого сплава ВЖ175 для деталей крепежа перспективных ГТД.

В заключение, стоит отметить, что все разработанные во ФГУП «ВИАМ» новые деформируемые жаропрочные никелевые сплавы для деталей ГТД, обладают высоким комплексом свойств и соответствуют или превосходят современные материалы аналогичного назначения, в том числе зарубежные. Малотоннажное производство ФГУП «ВИАМ» готово к поставкам проката и штамповок дисков ГТД из жаропрочных никелевых сплавов.

УДК 669.245

Оценка возможности производства изделий глубокого передела деформированием вакуумно-дугового слитка из никелевого жаропрочного сплава ЭП741НП (ХН51КВМТЮБ)

Лисовский А.В., канд. техн. наук; Кабанов И.В.; Сидорина Т.Н., канд. техн. наук

lisovskiy@mpelsteel.ru
iv-kabanov@yandex.ru
sidorina.lmto@yandex.ru

АО «Металлургический завод «Электросталь» г. Электросталь

Аннотация:

Проведен анализ возможности производства изделий из жаропрочного сплава ЭП741НП методами горячей пластической деформации вакуумно-дугового слитка. Разработаны режимы термической обработки и штамповок обеспечивающие повышенные механические свойства и длительную прочность.

Ключевые слова:

термическая обработка, прессование, сплав ЭП741НП, никелевые сплавы, жаропрочные сплавы

Никелевый жаропрочный сплав ЭП741НП (ХН51КВМТЮБ) изготавливаемый методами гранульной металлургии и отличающийся повышенной стабильностью и воспроизводимостью свойств успешно применяется в дисках компрессоров и турбин двигателей. Основные свойства сплава не уступают прочностным и жаропрочным характеристикам сплавов, изготавливаемым по традиционной технологии (ЭП742, ЭП698 и другие).[1]

На АО «Металлургический завод «Электросталь», совместно с АО «Композит», освоена технология производства крупногабаритных осесимметричных изделий, из никелевого гранулированного жаропрочного сплава ЭП741НП(ХН51КВМТЮБ). Electrodes, произведенные на АО «Металлургический завод «Электросталь» проходят распыление, сепарацию, компактирование и горячее изостатическое прессование (ГИП) на АО «Композит». Дальнейшая термическая и механическая обработка компактированной заготовки проводится на АО «Металлургический завод «Электросталь».

Для производства электродов под распыление, на АО «Металлургический завод «Электросталь» применяются две технологические схемы производства, заключающиеся как в получение литого электрода вакуумно-индукционной выплавки, так и в производстве электрода из пресс-прутка, полученного горячей экструзией вакуумно-дугового слитка.[2]

Изделия, полученные после термической обработки заготовок прошедших ГИП, обладают высокими прочностными и жаропрочными характеристиками. Гарантированные свойства изделий приведены в Таблице

1

Таблица 1- Механические свойства изделий полученных ГИП сплава
ЭП741НП (ХН51КВМТЮБ) при 20°C

Механические свойства изделий полученных ГИП сплава ЭП741НП (ХН51КВМТЮБ) при 20°C					Длительная прочность
Временное сопротивление, σ_B Н/мм ²	Предел текучести, $\sigma_{0.2}$ Н/мм ²	Относительное удлинение, δ_5 %	Относительное сужение, ψ %	Ударная вязкость (КСУ), Дж/см ²	Температура испытания 650°C и постоянно приложенном напряжении 1000Н/мм ² , час
≥ 1372	≥ 990	≥ 13	≥ 15	≥ 39	> 100

Однако производство изделий методами горячего изостатического прессования трудозатратны и для ряда изделий имеют повышенный расходный коэффициент металла по сравнению с традиционной технологией получения изделий из деформируемых никелевых жаропрочных сплавов.

Проведенные исследование пластических свойств сплава ЭП741НП (ХН51КВМТЮБ) показывают, что, обладая высокими механическими свойствами при повышенных температурах пластические свойства литой ВИ заготовки достаточны для горячей деформации. Заготовка же из ВД металла, прошедшая деформацию на прессе усилием 6300т.с. при нагреве до температуры деформации переходит в режим состояния сверхпластичности, и способна воспринимать значительные деформации (таблица 2, рисунок 1).[2]

На АО «Металлургический завод «Электросталь» инициированы работы по разработке опытной технологии производства изделий глубокого передела деформированием литого вакуумное дугового слитка из никелевого жаропрочного сплава ЭП741НП (ХН51КВМТЮБ). Изготовление первого изделия, было осуществлено по технологической схеме, включающей в себя вакуумно-индукционную плавку, вакуумно-дуговой переплав, горячее прессование на экструзионном прутково-профильном прессе усилием 6300т.с. с последующей деформацией заготовки на прессе усилием 200МН и последующей термической обработкой.

Таблица 2 - Механические свойства при повышенных температурах

Вид поставки	Температура испытаний, °C	Временное сопротивление σ_B , Н/мм ²	Предел текучести, $\sigma_{0,2}$, Н/мм ²	Удлинение, %	Сужение, %
Прессованный электрод Ø75мм	20	1501,2	882,7	30,0	32,2
	1080	63,2	45,0	1076,0	99,4
	1100	48,7	30,9	1387,6	99,6
	1120	35,1	30,3	>1328,0	96,0
	1140	31,2	27,7	655,2	99,6
Литой электрод Ø75мм	20	1028,9	860,2	16,0	22,6
	1080	293,8	256,4	16,4	28,9
	1100	255,6	209,4	18,8	22,2
	1120	202,5	173,8	20,4	32,2
	1140	134,9	112,1	25,6	38,9

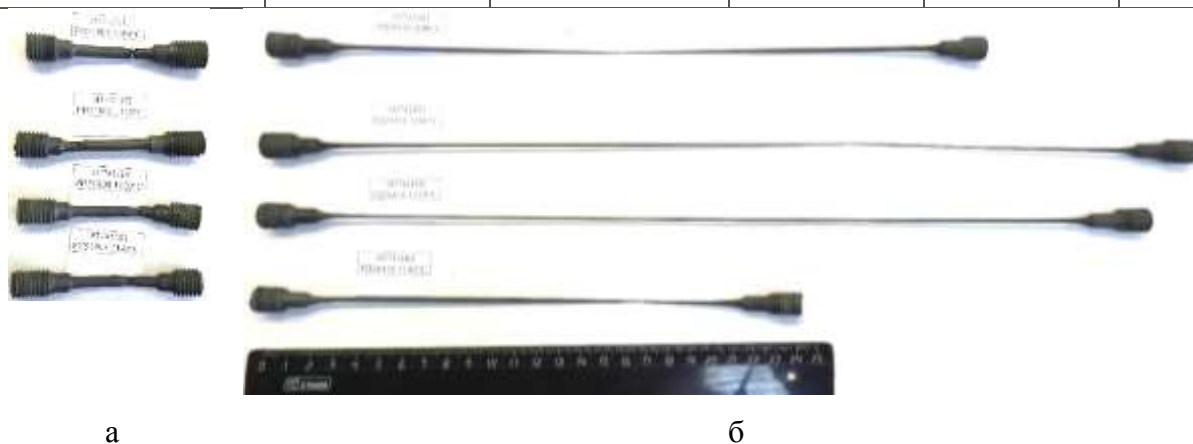


Рисунок 1 – Внешний вид разрывных образцов сплава ЭП741НП после испытаний механических свойств при повышенных температурах.

а- литой электрод без термической обработки, б- прессованная заготовка без термической обработки

Традиционные режимы термической обработки гранулированного сплава ЭП741НП, заключающиеся в закалке из однофазной области (при температурах выше температуры полного растворения γ' - фазы) [3] с

последующим одноступенчатым или трехступенчатым старением примененные для изделия заготовки произведенной деформированием вакуумно-дугового слитка приводят к значительно более низким свойствам по сравнению с изделиями, полученными ГИП (таблица 3 режим 1).

Анализ микроструктуры показывает, что использование традиционных режимов термической обработки для деформированного металла приводит к полному растворению γ' - фазы и последующему неконтролируемому росту зерна (рисунок 2).

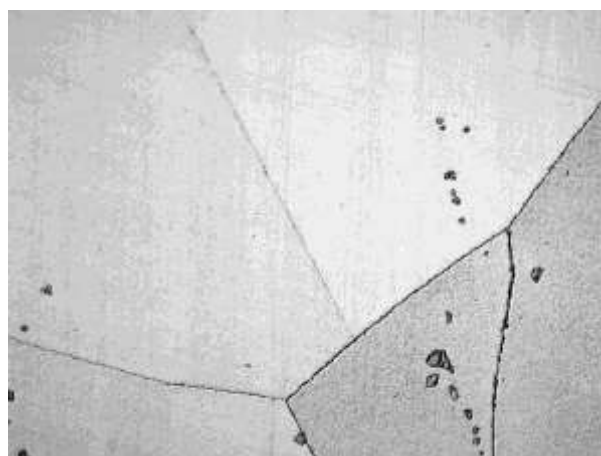
Таблица 3 - Механические свойства образцов вырезанных из кольцевого припуска изделий сплава ЭП741НП (ХН51КВМТЮБ) полученных пластической деформацией ВД слитка

Режим ТО	Механические свойства образцов вырезанных из кольцевого припуска изделий сплава ЭП741НП (ХН51КВМТЮБ) полученных пластической деформацией ВД слитка				Длительная прочность
	Временное сопротивление, σ_B Н/мм ²	Предел текучести, $\sigma_{0.2}$ Н/мм ²	Относительное удлинение, δ_5 %	Относительное сужение, ψ %	Температура испытания 650°C и постоянно приложенном напряжении 1000Н/мм ² , час
Режим 1 Закалка: 1200°C – 8 часов, охлаждение с печью до 1170°C, охлаждение на воздухе Старение: 870°C 32 часа, охлаждение на воздухе.	1191-1283	931-991	18-22	≥ 15	23-45
Режим 2 Закалка: 1165°C - 4 часа, охлаждение на воздухе Старение: 850°C – 32 часа, охлаждение на воздухе	1478-1521	992-1027	≥ 25	≥ 23	46-123
Режим 3 Закалка: 1165°C - 4 часа, охлаждение в соляной ванне, далее охлаждение на воздухе. Старение: 850°C – 32 часа, охлаждение на воздухе	1510-1586	1132-1170	≥ 26	≥ 26	278-426

Режим 1 Закалка: 1200°C - 8 часов, охлаждение с печью до 1170°C, охлаждение воздух. Старение: 870°C 32 часа, воздух.



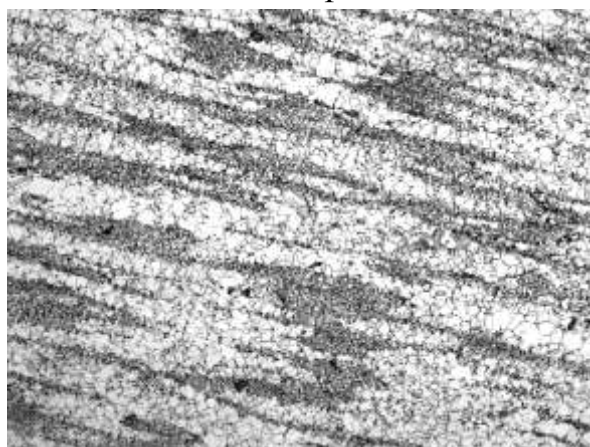
X100



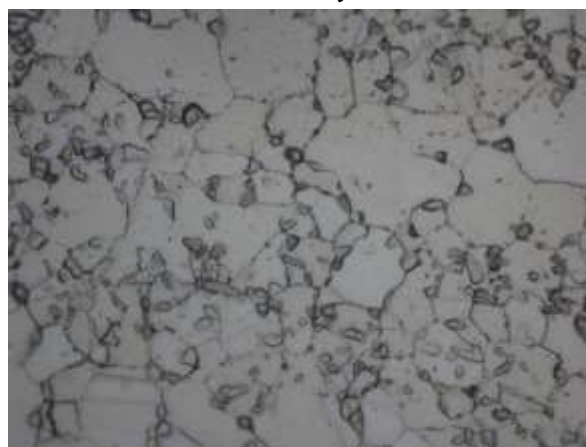
X500

Режим 3 Закалка: 1165 °С - 4 часа, охлаждение в соляной ванне, далее воздух.

Старение: 850 °С – 32 часа, охлаждение воздух



X100



X1000

Рисунок 2 – Микроструктура после термической обработки

Для подбора режима термической обработки, обеспечивающего требуемый уровень свойств, был проведён ряд экспериментальных термических обработок с разной температурой закалки, старения и выдержкой (более чем по 30 режимам). Статистический анализ результатов испытаний образцов пробной термической обработки (рисунок 3) позволил рекомендовать режим термической обработки, заключающийся в закалке с охлаждением на воздухе с температуры 1165°С и последующим старением при температуре: 850°С (таблица 3 режим 2).

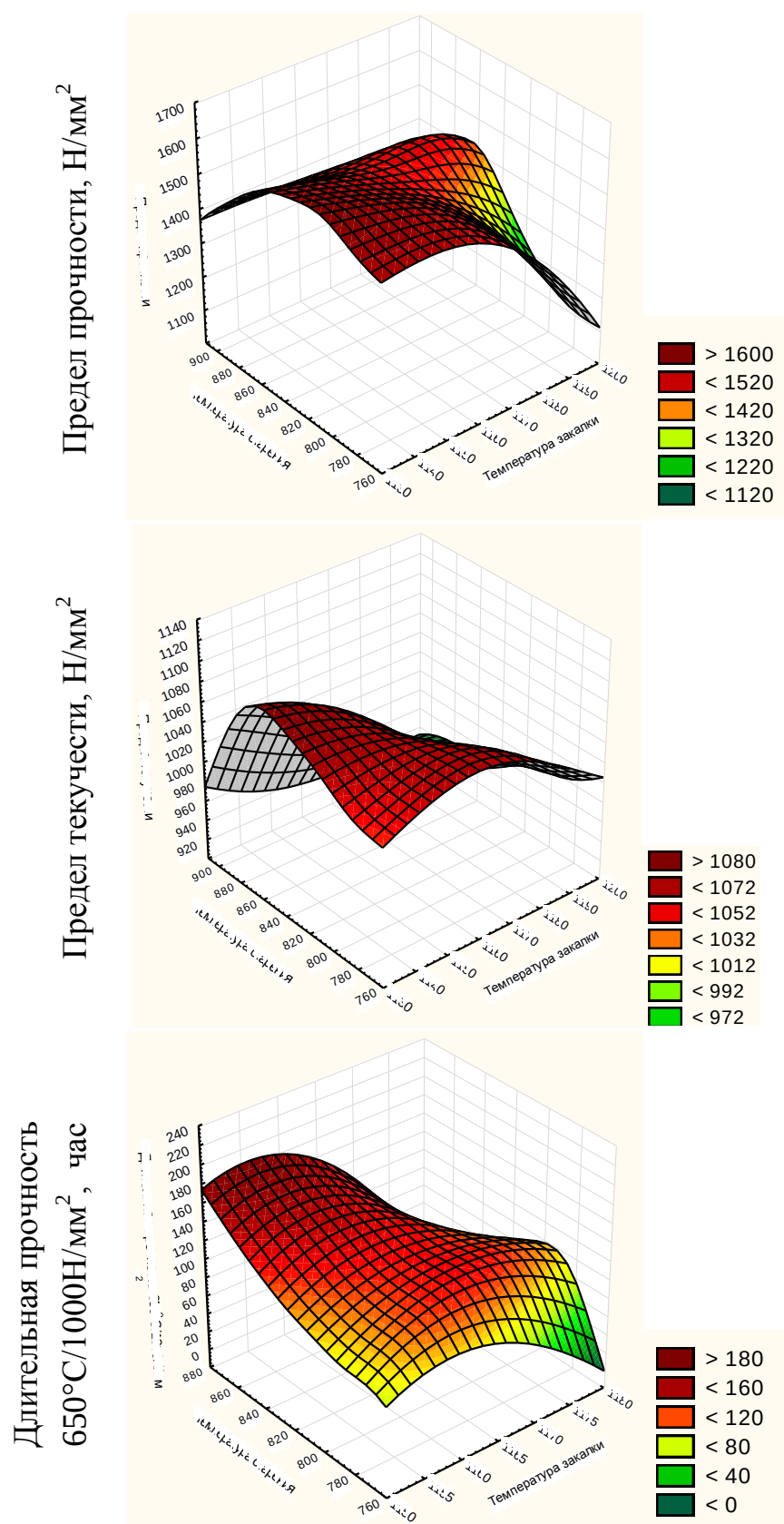


Рисунок 3 – Результаты статистической обработки экспериментальных режимов термической обработки

Термическая обработка по подобранному режиму позволила существенно повысить механические свойства образцов, однако результаты испытаний длительной прочности не стабильны. Для повышения длительной прочности, было предложено использование ускоренного охлаждения. Применение масла или воды в качестве закалочной среды из-за высокого градиента температур приводит к появлению на образцах трещин. Для уменьшения температурного градиента, при сохранении повышенной скорости охлаждения, было предложено использование соляной ванны. Закалка с температуры 1165°C в соляной ванне позволило, при сохранении высоких механических свойства значительно повысить длительную прочность (таблица 3 режим 3). Для проверки склонности к надрезу дополнительно были проведены испытания длительной прочности на образцах с надрезом. В результате испытаний образцы с надрезом, прошедшие термическую обработку по экспериментальным режимам (таблица 3 режим 2,3), были сняты при достижении 310 часов.

По результатам проведенных работ, можно сделать вывод о возможности производства изделий глубокого передела методами деформирования вакуумно-дугового слитка из никелевого жаропрочного сплава ЭП741НП (ХН51КВМТЮБ) с получением свойств изделий не ниже уровня свойств изделий из гранулированного металла.

Список использованных источников

1. Елисеев В.А. Технология металлургии гранул для изделий АО «ОДК-Климов». Технология легких сплавов №2 2021 г. С.53-58.
2. Кабанов И.В., Сидорина Т.Н., Лисовский А.В., Токарева Н.В., Логачева А.И. Выбор схемы производства электродов из никелевого гранулированного жаропрочного сплава ХН51КВМТЮБ (ЭП741НП). «Электromеталлургия» №5 2020. С.8=15.

3. Овсебян С.В., Ломберг Б.С., Бакрадзе М.М., Летников М.Н.
Термическая обработка деформируемых никелевых сплавов для дисков ГТД.
Вестник МГТУ им Н.Э.Баумана, серия «Машиностроение», Октябрь 2011 г.

УДК 669.046.516

Освоение лигатур при выплавке жаропрочных никелевых сплавов и сталей

Крылов С.А.¹; Егоров Е.В.¹; Джамалдинов Р.А.²; Макаров А.А.¹;
Дружнов М.А.¹

¹ *Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Государственный научный центр Российской Федерации (НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ)*

² *Общество с ограниченной ответственностью «Молирен»*

Аннотация:

Описана технология получения алюмотермическим методом лигатур вольфрам-хромовой, молибден-хромовой, тантал-никелевой, а также других различных лигатур повышенной чистоты, предназначенных для легирования жаропрочных сплавов и сталей.

Ключевые слова:

металлургия, шихтовые материалы, хром, тантал, алюмотермия, лигатуры, дегазация, вакуумная индукционная выплавка, механические свойства

Введение

Одним из основных источников примесей при выплавке жаропрочных никелевых сплавов и сталей являются используемые шихтовые материалы. Применение чистых материалов, в т.ч. металлических молибдена, вольфрама и тантала (таблица 1) при выплавке жаропрочных никелевых сплавов обусловлено повышенными требованиями к эксплуатационным свойствам материалов, применяемых при создании авиационных газотурбинных двигателей, транспортных и стационарных газотурбинных установок.

Применяемые в качестве шихтовых материалов штабики молибдена, вольфрама, прутки тантала изготавливают по трудоемкой технологии, включающей множество стадий. Например, процесс получения прутков чистого тантала состоит из следующих операций (за исключением процессов получения оксида тантала или других соединений тантала высокой чистоты):

- 1) Восстановление тантала из соединений (карботермический, электролитический или натриетермический способ), получение танталового порошка.
- 2) Спекание предварительно спрессованных из порошка заготовок посредством пропускания электрического тока или нагревания в вакууме;
- 3) Электронно-лучевой переплав (одно-, двух-, трехкратный);
- 4) Деформационный передел слитков тантала и механическая обработка под необходимый размер.

Указанные особенности производства приводят к формированию высокой стоимости чистых шихтовых материалов.

Обладая гидрометаллургическим цехом (линией по доочистке исходных компонентов) и компетенциями в области пирометаллургии предприятием ООО «Молирен» разработаны технологии получения алюмотермическим методом лигатур вольфрам-хромовой, молибден-хромовой, тантал-никелевой, а также других различных лигатур повышенной чистоты, предназначенных для легирования жаропрочных сплавов и сталей.

Предложенный метод сочетает в себе как основные преимущества алюмотермического метода, так и недостатки. К преимуществам можно отнести высокую производительность, низкую себестоимость технологии производства по сравнению с технологиями изготовления чистых металлов и,

как следствие, более низкую стоимость[1]. Недостатком технологии является более низкое рафинирование материала по сравнению с технологией получения чистых шихтовых материалов, в первую очередь от газов, кислорода и азота.

Хромсодержащие вольфрамовые и молибденовые лигатуры по уровню содержания примесей соответствуют хрому марки Х99Н1, одному из основных легирующих элементов в жаропрочных никелевых сплавах, несколько уступая металлическому молибдену и вольфраму.

Таблица 1 – Химический состав лигатур и металлических молибдена, вольфрама и тантала

Обо- значение марки	Массовая доля, %											
	молибдена	вольфрама	Тантала	Никеля	кремния	алюминия	железа	углерода	серы	фосфора	меди	кислорода
	не более											
Лигатура МХр-00	50-65	≤0,05	-	-	0,15	2,0	0,25	0,03	0,01	0,01	0,02	0,04
Молибден МШ-В	осн.	≤0,5	-	-	-	0,02	0,04	0,01	0,01	0,005	0,005	0,08
Лигатура ВХр-00	≤0,05	40-65	-	-	0,15	2,0	0,25	0,03	0,01	0,01	0,02	0,04
Вольфрам ШВ-В	≤0,3	осн.	-	-	0,04	0,3		0,015	0,008	0,005	0,002	0,003
Лигатура ТаНи-00	-	-	60-65	ост.	0,20	2,0	0,50	0,10	0,01	0,01	0,05	0,05
Тантал ЭЛП-1	-	-	99,9	-	0,0015	0,0005	0,0015	0,01	-	-	0,0005	0,01

По оценкам внедрения лигатур при выплавке жаропрочных сплавов было установлено, что в зависимости от количества применяемой для каждого сплава лигатуры, экономический эффект по снижению стоимости шихтовых материалов на 1 кг чистого компонента (W, Mo, Ta) в лигатуре составляет ~ 1-10\$, по сравнению с чистыми элементами (т.е. ~1000-10 000\$ с тонны). Наибольший экономический эффект (до 10 000\$ с тонны) составляет замена чистого тантала на лигатуру TaNi-00 при выплавке сплава ВЖ179-ИД, т.к. средняя стоимость слитков ЭЛП-1 или прутков тантала ТВЧ на рынке на 2021 год составляет ~ 800-900\$ за кг, тогда как лигатуры TaNi-00 ~ 250-300\$ за кг. Стоит отметить, что весь используемый в металлургии тантал закупается из-за рубежа, т.к. в России отсутствует производство чистого тантала.

Помимо низкой себестоимости положительный экономический эффект оказывает более низкая температура плавления лигатур по сравнению с чистыми тугоплавкими компонентами (рисунок 1), что ведет к сокращению времени выплавки, обеспечивает быстрое расплавление и равномерное распределение элементов расплаве. [2]. Содержание вольфрама в лигатуре 40-65% масс., молибдена 50-65% (рис 1), тантала 60-65% масс.

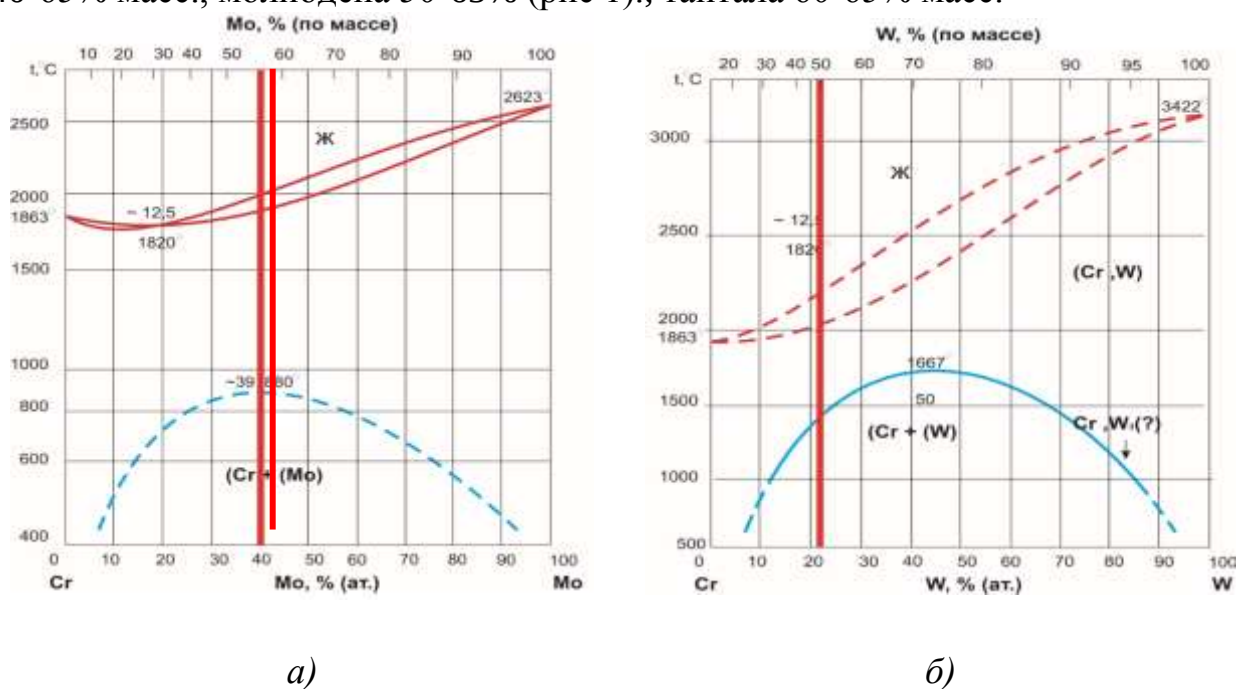


Рисунок 1 - Содержание молибдена в молибден-хромовой лигатуре и температура плавления лигатуры а); содержание вольфрама в вольфрам-хромовой лигатуре и температура плавления лигатуры б)

С целью оценки возможности выплавки жаропрочных сплавов было проведено опробование лигатур и исследование качества полученных прутков.

Материалы и методы исследований

Для исследования выбраны лигатуры марок МХр-00, ВХр-00 и ТаНи-00 производства ООО «Молирен». Исследования примесного состава лигатур марок МХр-00, ВХр-00 и ТаНи-00 проводили на масс-спектрометре «iCAPQe». Состав основных элементов лигатур определяли на атомно-эмиссионном анализаторе Agilent 5100 IPC-OES. Содержание газовых примесей определяли на газовых анализаторах LECO CS-600 (углерод, сера) и LECO TC-600 (кислород, азот).

Опробование лигатур проводили в условиях ФГУП «ВИАМ» и металлургических заводов АО МЗ «Электросталь», и ЧФ ПАО «Уралкуз» на следующих сплавах:

- ЭИ698-ВД (лигатура МХр-00);
- ЭП708-ВД (лигатуры МХр-00, ВХр-00);
- ВЖ179-ИД (лигатура ТаНи-00).

Процесс выплавки жаропрочных никелевых сплавов проводили в соответствии с действующей на предприятиях нормативно-технической документацией с изменением в части 100% замены расчетного содержания чистых молибдена, вольфрама и тантала на соответствующие лигатуры.

Исследуемый сортament: прутки диаметром от 14 до 210 мм.

Макроструктуру металла кованных прутков и поковок контролировали на поперечных темплетах методом травления в подогретом растворе соляной и азотной кислот;

Сравнительный анализ механических свойств опытных и серийных плавок производили по результатам испытаний продольных образцов, изготовленных из перекованных проб.

Микроструктуру горячедеформированных прутков сталей и сплавов исследовали на оптическом микроскопе AXIO Imager A1 на шлифах, вырезанных из прутков диаметром от 14 и 210 мм в продольном направлении. Травление проводили электролитическим методом.

Испытания на растяжение и длительную прочность проводили на цилиндрических образцах с рабочей частью диаметром $d=5$ мм и длиной $l=5d$ по ГОСТ 1497–84 и ГОСТ 10145–81 соответственно.

Предел прочности на растяжение при $T = 20$ °С определялся на испытательных машина Zwick/Roell Z400 и ИР-5113 по ГОСТ 1497-84.

Результаты и обсуждение

Перед опробованием лигатур в условиях металлургических заводов отрасли ФГУП «ВИАМ» была проведена арбитражная оценка содержания примесей в лигатурах МХР-00, ВХР-00 и ТаНи-00.

Проведенный химический анализ показал наличие цветных примесей (As, Sn, Sb, Pb, Bi, Cd) в диапазоне от 0,00001 до 0,0005, что находится на уровне требований как к алюмотермическому хрому, так и требований к чистым вольфраму и молибдену[3]. Содержание остальных элементов представлено в таблице 3.

Оценивалось содержание газов, примесей, неметаллических включений, оценка микроструктуры сплавов, в сравнении с серийно применяемыми материалами.

Таблица 2 – Содержание основных элементов и примесей в арбитражных пробах лигатур

Марка материала	Содержание элементов (% масс)												
	Cr	Mo	Ta	Ni	W	Al	P	S	O	N	Cu	Fe	Si
МХр-00	Осн.	56,7	-	-	-	2,61	0,007	0,0026	0,010	0,019	0,0047	0,16	0,12
ВХр-00	Осн.	-	-	-	44,5	0,90	0,007	0,0012	0,012	0,019	0,0002	0,085	0,16
ТаНи-00	-	-	65,9	Осн.	-	2,01	<0,0005	0,0006	0,0050	0,0025	0,0004	0,040	0,020

Содержание примесей кремния, железа, фосфора находится на уровне серийного металла и обеспечивает требования, предъявляемые к сплавам ЭИ698-ВД, ЭП708-ВД, ВЖ179-ИД. При выплавке кампании плавок ЭИ698-ВД отмечено более низкое содержание мышьяка, чем в серийном металле, остальных: Sn, Sb, Pb, Bi, находится на уровне серийного металла (таблица 3).

Таблица 3 – содержание примесей в опытном и серийном металле ЭИ698-ВД

Металл	Массовая доля элементов, % <u>min – max</u>				
	Среднее значение				
	Si	Pb	Sn	Sb	As
Серийный	<u>0,20 – 0,36</u>	<u>0,00010 –</u>	<u>0,00015 –</u>	<u>0,00010 –</u>	<u>0,00020 –</u>
	0,27	<u>0,00076</u>	<u>0,00048</u>	<u>0,00027</u>	<u>0,00090</u>
		0,00028	0,00031	0,00013	0,00041
Опытный	<u>0,23 - 0,27</u>	<u>0,00014 -</u>	<u>0,00025 -</u>	<u>0,00010 -</u>	<u>0,00020 -</u>
	0,24	<u>0,00029</u>	<u>0,00039</u>	<u>0,00022</u>	<u>0,00034</u>
		0,00019	0,00034	0,00014	0,00021

Анализ содержания газов в металле серийно производимых сплавов ЭИ698-ВД, ЭП708-ИД, ВЖ179-ИД показал, что в плавках, выплавленных с

применением вольфрамовой, молибденовой и танталовой лигатур, содержание газов находится на уровне средних значений по их содержанию в серийно производимом металле. Нужно учесть, что основное влияние на механические свойства оказывается не само количество, содержащихся в металле газовых примесей, а образуемые ими соединения[4-5].

Оценка влияния содержания газов и примесей на длительную прочность проводилась испытанием образцов по ГОСТ 10145–81 с предусмотренной по ТУ нагрузкой (таблица 4).

Испытания на длительную прочность, показали, сплавы ЭИ698-ВД, ЭП708-ВД, ВЖ179-ИД выплавленные с использованием лигатур, полностью соответствует данным требованиям на всех образцах, находясь на одном уровне с серийным металлом (таблица 4).

Таблица 4 - Результаты испытаний образцов сплава при температурах 20, и 800 °С

Сплав	Способ произв.	Кратковременная прочность при T=20°C				Длительная прочность		
		σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	τ , час. до разр., среднее	σ , МПа	T исп, °C
ЭП698-ВД	с лигатурой MoCr	1248	789	27	35,2	98	412	750
	Серийный	1249,5	796,4	28,8	37	98	412	750
ЭП708-ВД	с MoCr и WCr	1195	808	28	37,5	93	284	800
	Серийный	1183	793	29,7	36,1	74	284	800
ВЖ179-ИД	с лигатурой TaNi	1435	1000	18,2	18,7	246	490	800
	на чистом Ta	1400	970	18,5	19,5	207	490	800

Для оценки состояния структуры проведены металлографические исследования на шлифах после термической обработки.

Полученная микроструктура представлена на рисунке 2. Величину зерна определяли по ГОСТ 5639. Размер зерна от №4 до №5 балла, присутствуют карбидные и упрочняющие интерметаллидные фазы.

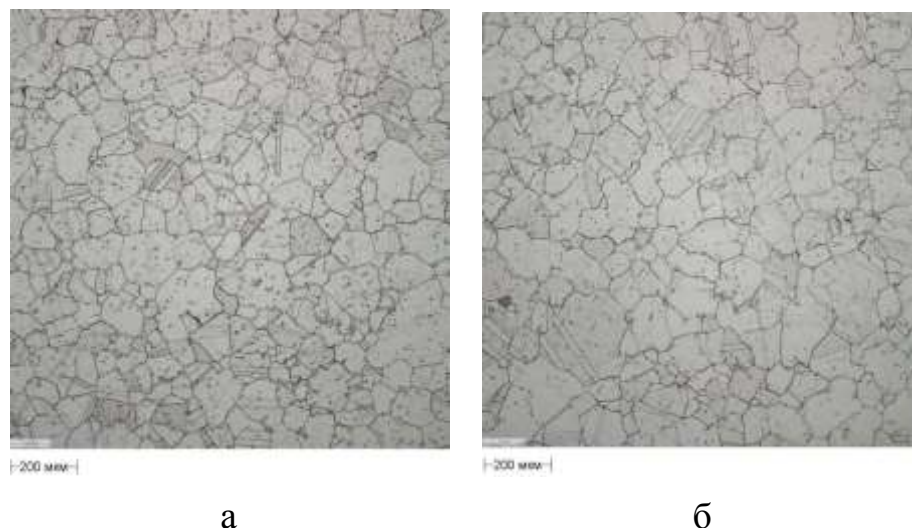


Рисунок 2 – Микроструктура образцов сплава ВЖ179-ИД после термообработки (а, б)

Выводы

1. Проведены исследования качества сплавов ЭИ698-ВД, ЭП708-ИД, выплавленных с использованием лигатур молибден- и вольфрам-хромовой вместо молибдена и вольфрама металлических, и сплава ВЖ179-ИД, выплавленного с использованием лигатуры тантал-никелевой вместо тантала металлического.

2. По результатам проведенных исследований подтверждено, что сплавы, полученные с применением молибден-хромовых, вольфрам-хромовых и тантал-никелевых лигатур, по своим характеристикам соответствуют требованиям стандартов и находятся на одном уровне со сплавами выпускаемыми по серийной технологии, а с точки зрения экономических показателей превосходят их.

3. Лигатуры молибден-хромовая, вольфрам-хромовая и тантал-никелевая производства ООО «Молирен» внесены в документацию ФГУП «ВИАМ», а также заводов АО «МЗ «Электросталь» и ПАО ЧФ «Уралкуз» для производства сталей и сплавов открытой выплавки, а также для ряда жаропрочных никелевых сплавов вакуумной выплавки. Лигатура тантал-никелевая рекомендована к опробованию на литейных жаропрочных никелевых сплавах.

Список использованных источников

1. Zachery C.L. A computational investigation of the effect of alloying elements on the thermodynamic and diffusion properties of FCC Ni alloys with application on the creep rate of dilute Ni-X alloys: dissertation for the degree of DF. Pennsylvania University. 2012. P. 163-165
2. J.A. Choren, S.M. Heinrich, M.B. Silver-Thorn. Youngs modulus and volume porosity relationships for additive manufacturing applications // J Mater Sci. – 2013. – V. 48. – p. 5103-5112.
3. Крылов С.А., Щербаков А.И., Макаров А.А., Тонышева О.А. Снижение содержания неметаллических включений в коррозионностойкой стали // Труды ВИАМ, электрон. науч.-технич. журн. 2017. №5. Ст.01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 24.10.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-5-1-1.
4. Орыщенко А.С. Жаростойкие жаропрочные сплавы / А.С. Орыщенко. – СПб.: Наука, 2011.
5. Jeandin M., Bienvenu Y., Kounty J.L. Liquid phase sintering of nickel base superalloys // Superalloys – 1984. №87. P. 467-476.

УДК 669

Особенности и возможности деформируемых жаростойких никелевых сплавов, упрочняемых внутренним азотированием

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

admin@viam.ru

Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Государственный научный центр Российской Федерации (НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ)

Аннотация:

Показано, что жаропрочные никелевые сплавы, упрочняемые внутренним азотированием, являются перспективным конструкционным материалом нового класса. Такие сплавы значительно превосходят все известные сплавы аналогичного назначения по температуре работы - до 1250°С и жаропрочности при температурах выше 900°С.

Ключевые слова:

жаропрочные сплавы, азотирование, ГТД

Ответственные статорные детали и узлы газотурбинного двигателя: жаровая труба камеры сгорания, управляемое сопло, а также узлы управления и корпуса высокоскоростных БПЛА, работают в сложных условиях интенсивного, высокотемпературного газового потока. Для такого применения наиболее перспективными являются никелевые сплавы, упрочняемые внутренним азотированием. Это материалы нового класса, обладающие по сравнению с аналогичными по применению более высоким комплексом свойств и технологичностью при изготовлении. Упрочняются такие сплавы посредством высокотемпературной химико-термической обработки.

Разработка теории внутреннего азотирования, технологий обработки жаропрочных сталей и никелевых сплавов связана с именами Ю.М. Лахтина, С.С. Кипарисова, Ю.В. Левинского, L.E.Kindlimann; большой вклад в практику создания материалов внесли Л.Г. Петрова, В.Б. Латышев, S.K. Srivastava [1-7].

Известны три марки жаропрочных сплавов, упрочняемых внутренним азотированием: системы Co-Fe-Cr-Ni-Ti NS-163 (Haynes International inc.) [8] и системы Ni-Co-Cr-W-Ti ВЖ155, ВЖ171 (ФГУП «ВИАМ») [9].

Цель данной работы – показать для упрочняемых азотированием сплавов, на примере ВЖ171: уровень свойств и возможности применения; особенности формирования структуры, а также пути дальнейшего совершенствования.

Свойства жаростойких свариваемых сплавов для статорных деталей ГТД с наиболее высокой температурой работы представлены в таблице 1. Видно, что сплавы ВЖ145 и HS-188 с твердорастворным упрочнением при температурах более 900°C значительно уступают по жаропрочности материалам с внутренним азотированием.

Таблица 1 – Свойства высокотемпературных свариваемых сплавов

	<i>ВЖ171</i>	<i>ВЖ155</i>	<i>NS163</i>	<i>ВЖ145</i>	<i>Haynes 188</i>
$T_{\text{раб, }^{\circ}\text{C}}^{\text{макс}}$	1250	1200	1204	1100	1100
$\sigma_{\text{в}}^{20}$	870	650	-	900	900
$\sigma_{\text{в}}^{20}$	530	320	-	350	380
σ^{20}	12	15	-	65	60
σ_{100}^{900}	130	90	-	70	(870 ^o C)99
σ_{100}^{1000}	65	50	(980 ^o C) 67	30	(980 ^o C)37
σ_{100}^{1100}	45	30	-	15	~15
σ_{100}^{1200}	18	17	-	-	-

От известных, применяемых в настоящее время жаропрочных никелевых сплавов, азотируемые отличаются тем, что упрочняющей фазой для них являются мелкодисперсные частицы нитридов, которые формируются в процессе высокотемпературной химико-термической обработки в атмосфере азота после того, как получены нужная форма и размеры детали или узла, и выполнены основные операции сварки фрагментов. При этом, для равномерного упрочнения толщина материала не должна превышать 1,6 - 2 мм.

В исследованиях, проведенных в ВИАМ с участием Б.С. Бокштейна, А.О. Родина (кафедра физической химии НИТУ-МИСИС) и Ю.Р. Колобова (ИПХФ РАН) установлены закономерности формирования структуры жаропрочного никелевого сплава в процессе азотирования и изменение его свойств. Основные результаты работ опубликованы.

Микроструктура сплава ВЖ171 по толщине листового образца после разной выдержки при ХТО представлена на рисунке 1. После азотирования в зоне на глубине до 70 мкм обнаружены нитриды на основе Cr_2N , TiN , следы $(\text{W}, \text{Mo})_2\text{N}$; в центре образца - на основе TiN [10].

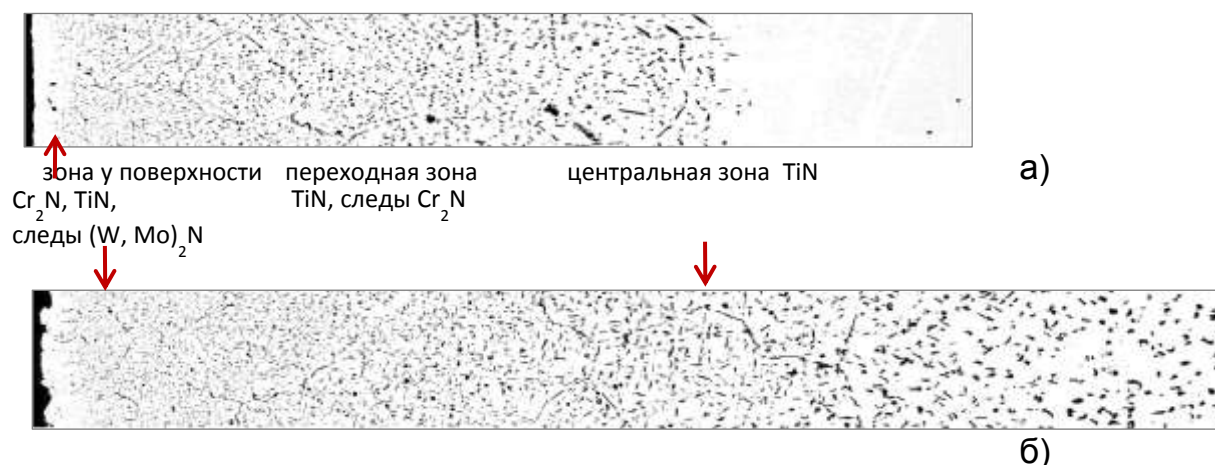


Рисунок 1 – Микроструктура сплава ВЖ171 по толщине листового образца после азотирования, а) – 5 часов, б) – 72 часа.

Изменение микроструктуры образцов соответствует схеме процесса внутреннего азотирования, представленной в работах L.E.Kindlimann и G.S.Ansell [3]. [3, 5] и Л.Г. Петровой [5] применительно к сплавам на основе железа и никеля. На схеме показано расширение от поверхности вглубь образца области образования структуры двух типов: сначала выделяются нитриды более активного к азоту компонента, в нашем случае титана; затем, нитриды других легирующих элементов сплава, в нашем случае хрома.

Установлено, что до заполнения нитридами всего объема образца, глубина азотирования пропорциональна времени обработки в степени $1/2$ ($\delta = A(\tau)^{1/2}$). Это соответствует теории внутреннего окисления Вагнера, и говорит о том, что процесс контролируется диффузией, в нашем случае азота в сплаве – рисунок 2 а). Изменение толщины зон структуры также пропорционально квадратному корню из времени обработки [11]. При этом количество азота в азотированном слое образца прямо пропорционально времени обработки - рисунок 2 б). Видно, что после заполнения всего объема образца нитридами темпы насыщения азотом значительно замедляются. Эти закономерности очень важны при расчете времени азотирования деталей разной толщины, составляющих один узел.

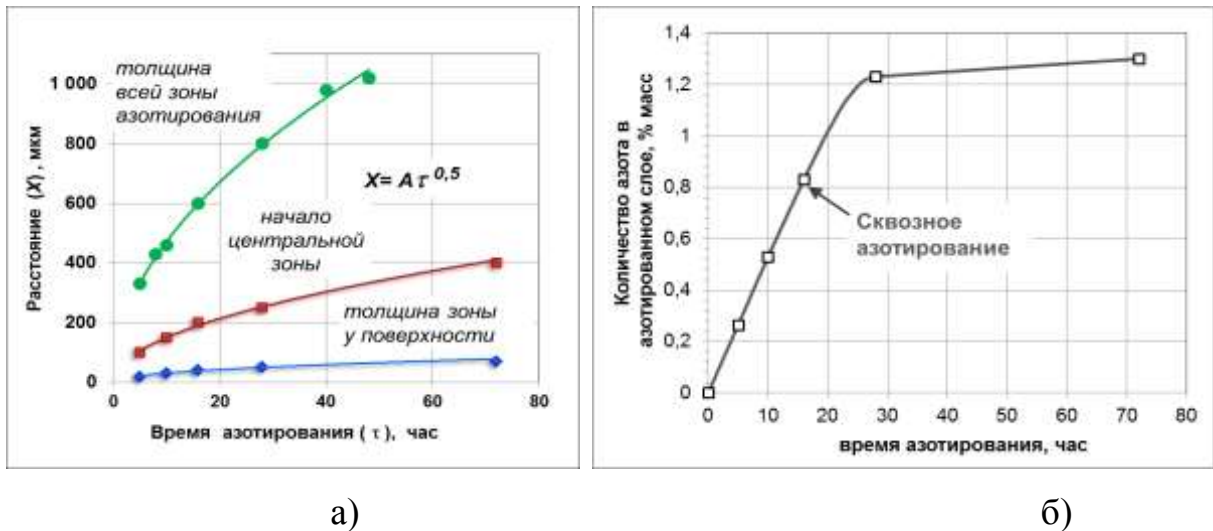


Рисунок 2 - Зависимость толщины азотированного слоя от времени ХТО в условиях полубесконечного образца и зон структуры (а), и количества азота (б)

Определена скорость роста частиц при химико-термической обработке. В разных зонах образца их размер примерно пропорционален кубическому корню от времени, что соответствует теории Лифшица-Слёзова (рисунок 3) и говорит о коалесценции при росте частиц [11].

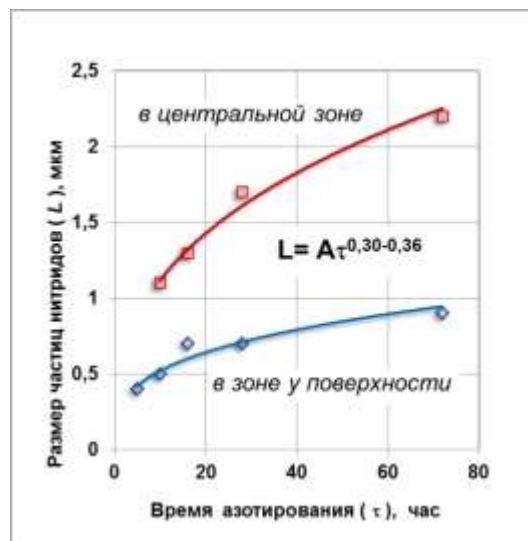


Рисунок 3 - Размер нитридов в зависимости от времени азотирования

Нитриды в разных зонах образца представляют собой частицы разной формы и размера (от десятков нанометров до 4 мкм) - рисунок 4. Дифракционные исследования разветвленных кристаллов показали, что они имеют ГЦК кристаллическую решетку с периодом $\sim 1,3-1,4$ нм [12]. Нитриды

могут представлять собой один кристалл или скопление частиц. Взаимодействие частиц с дислокациями зависит от их морфологии и размера: наиболее подвержены деформации монокристаллические частицы размером более 200 нм, внутри частиц размером менее 100 нм дислокационная структура чаще не наблюдается [12].

Частицы нитридов размером от 1 до 4 мкм исследовали методом МРСА на растровом электронном микроскопе с локальностью 1 мкм и просвечивающей электронной микроскопии с локальностью 3 нм. Нитриды на основе титана или хрома содержат и другие легирующие элементы сплава: никель, кобальт, вольфрам, молибден – таблица 2 [13].

Таблица 2 - Химический состав нитридов в сплаве ВЖ171 [13]

Место анализа, число частиц	Интервал содержания компонентов сплава в нитридах, % масс					
	<i>Ti</i>	<i>Cr</i>	<i>Co</i>	<i>Ni</i>	<i>Mo</i>	<i>W</i>
70 мкм от поверхности	3,9÷33,5	20,0÷41,3	2,2÷21,7	2,5÷23,4	0,43÷0,7	0,5÷6,6
Центр образца	8,5÷50,2	10,9÷26,1	3,9÷22,1	4,1÷23,1	0,3÷10,4	1,0÷7,1

Соотношение хрома, титана и других элементов меняется в широких пределах от частицы к частице. Количество хрома в нитридах возрастает со временем азотирования в целом по образцу, но в центре образца, куда второй фронт реакции еще не дошел, соотношение этих элементов сходное при разном времени обработки.

Нитриды после азотирования по оптимальному режиму показаны на рисунке 4. После отжига происходит изменение их химического состава: растет содержание титана, а также наблюдается дополнительный распад с образованием наноразмерных (10–20 нм) частиц - рисунок 4 г) [12].

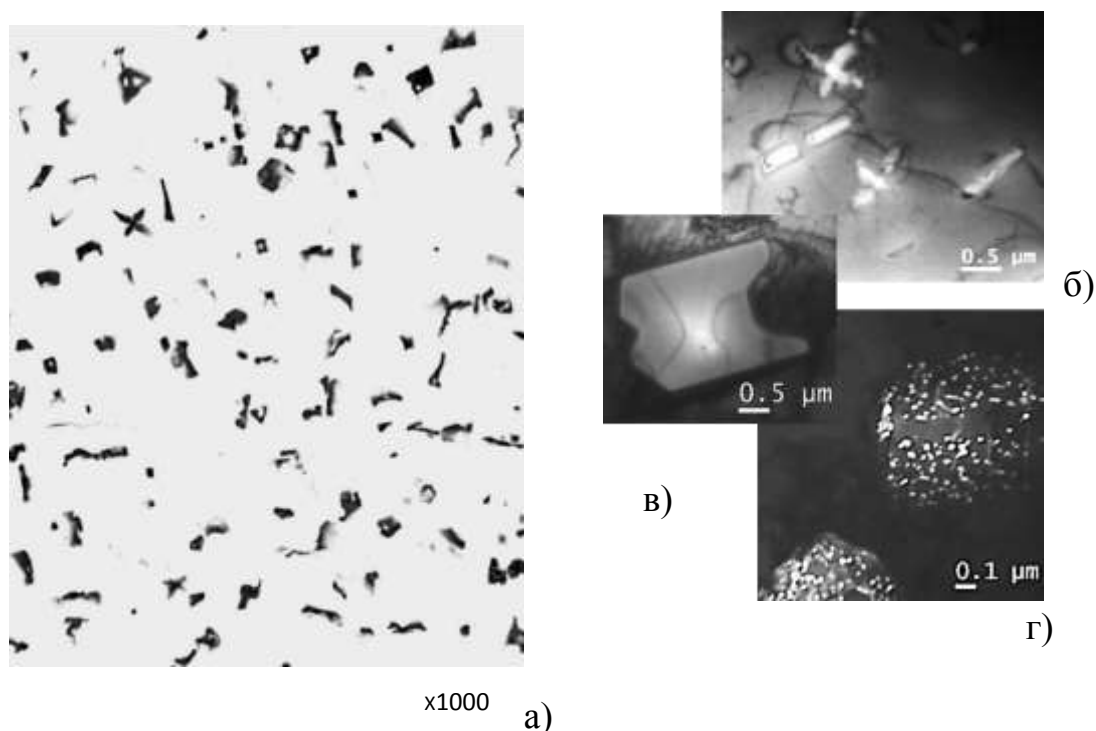


Рисунок 4 – Нитриды в сплаве ВЖ171: а) – РЭМ; б), в), г) – ПЭМ

Исследования фазовых превращений в сплаве на дифференциальном сканирующем калориметре показали, что после азотирования всего объема образца сплав становится значительно стабильнее, сильных тепловых эффектов после 700°C не наблюдается, температура солидус возрастает почти на 100°C - до 1377°C . Стабильность нитридных частиц можно проиллюстрировать микроструктурой сварного шва – рисунок 5. Видно, что при расплавлении основы сплава нитриды не растворились, а под действием электромагнитных сил, плавали в жидком металле, образуя скопления.

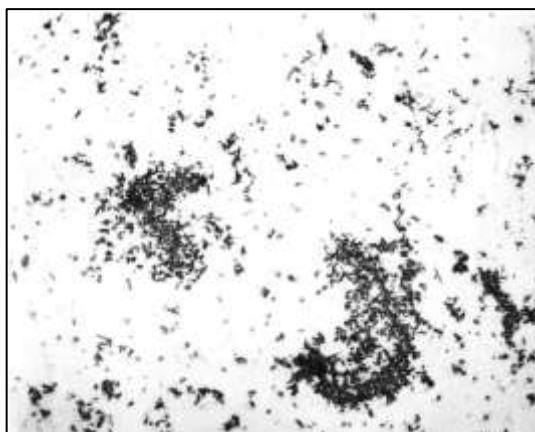


Рисунок 5 - Микроструктура сварного соединения сплава ВЖ171, сварка АрДЭС в состоянии после азотирования (x200)

Микроструктура сплава ВЖ171 после выдержки при 1250°C в течение 50 часов на воздухе и при 1350°C 30 минут в вакууме представлена на рисунке 6. Видно, что за исключением изменений в поверхностном слое на глубину до ~100 мкм, форма и распределение упрочняющих нитридных частиц практически не изменилась. Это позволяет предполагать возможность кратковременной работы сплава ВЖ171 при температуре выше 1250°C.

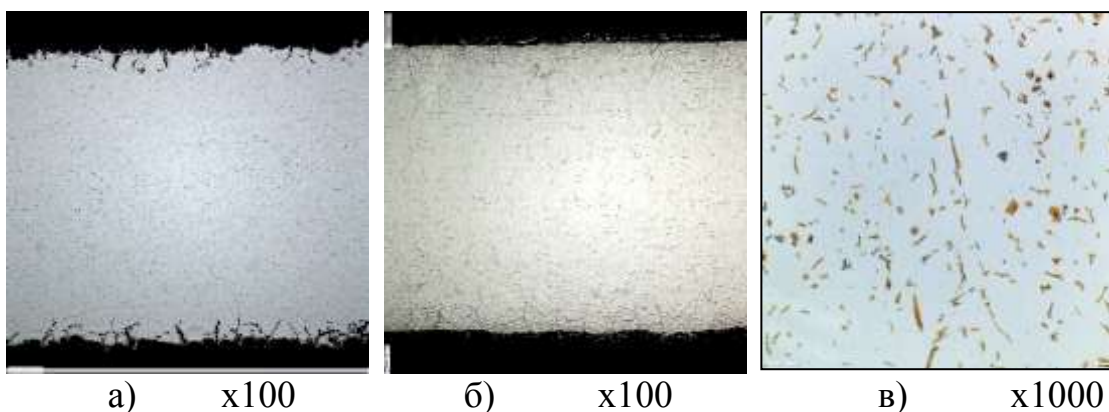


Рисунок 6 – Микроструктура сплава ВЖ171 после выдержки: а) при 1250°C в течение 50 часов, б), в) - при 1350°C, 30 минут в вакууме

Азотирование также улучшает жаростойкость сплава. На рисунке 7 показана жаростойкость сплавов ВЖ171, ВЖ159 и ВЖ145 при 1000°C за 100 часов. Видно, что после азотирования привес массы на образцах сплава ВЖ171 снижается до уровня значений сплавов ВЖ159 и ВЖ145.

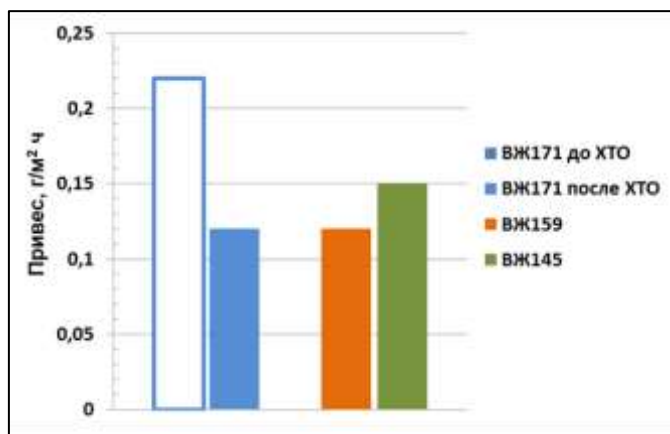
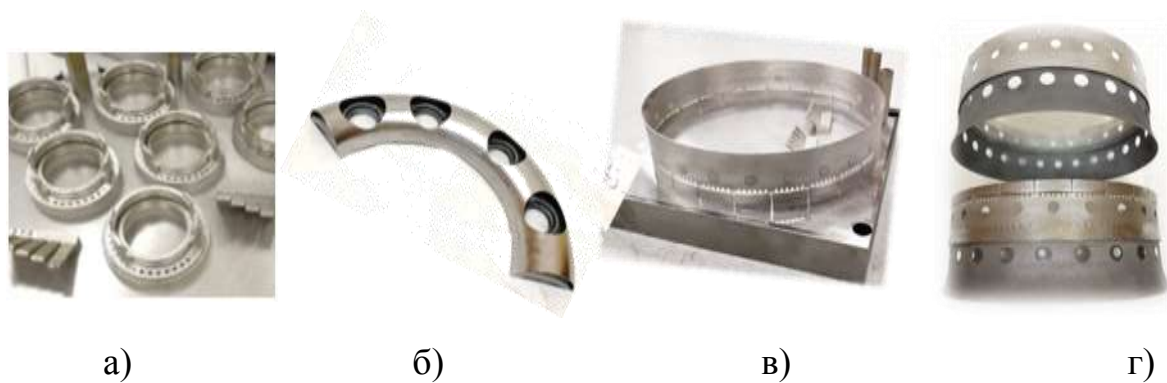


Рисунок 7 - Жаростойкость сплавов ВЖ171, ВЖ159 и ВЖ145
при 1000°C за 100 часов

Используя представленные выше закономерности формирования структуры и свойств сплава ВЖ171, с 2010 года велись работы по его внедрению в производство. Опробование было проведено на предприятиях: ПК «Салют» АО «ОДК», АО «ОДК-Климов», ПАО «НПП-Аэросила». На серийном оборудовании были изготовлены и прошли испытания на стендах:

- жаровая труба камеры сгорания ГТД БПЛА,
- жаровая труба камеры сгорания вертолетного двигателя;
- жаровая труба ВГТД ТА18-100;
- детали регулируемого сопла полноразмерного ГТД.

В настоящее время для изготовления деталей сложной геометрии из сплава ВЖ171 применяются и аддитивные технологии. В нашем институте под руководством А.Г. Евгенова разработаны режимы селективного лазерного спекания металлопорошковой композиции из сплава ВЖ171. Успешно синтезированы детали жаровой трубы камеры сгорания и соединены с деталями из листа – рисунок 8.

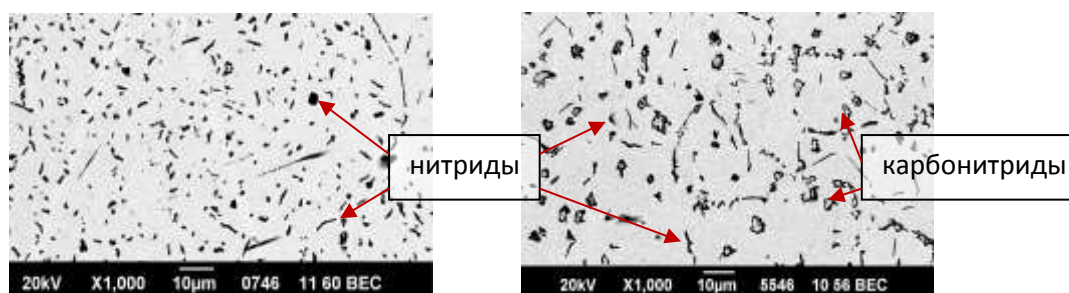


а) - втулки (СЛС), б) – обтекатель жаровой трубы (лист), в) - синтезированные секции жаровой трубы, г) – детали, соединенные точечной сваркой

Рисунок 8 - Детали жаровой трубы камеры сгорания из сплава ВЖ171

Перспективы дальнейшего развития сплавов, упрочняемых внутренним азотированием, связаны с разработкой новых композиций с более высоким комплексом свойств. Проведенные исследования позволили выявить направления легирования, позволяющие управлять микроструктурой сплавов этого класса.

Первое, это создание структуры с двумя типами упрочняющих фаз путем дополнительного выделения карбидов, которые в процессе азотирования становятся карбонитридами - рисунок 9 [14]. В сплаве будет реализовано комбинированное упрочнение, что позволит повысить уровень свойств.



а) сплав ВЖ171; б) состав с повышенным содержанием углерода [14]

Рисунок 9 - Микроструктура после азотирования

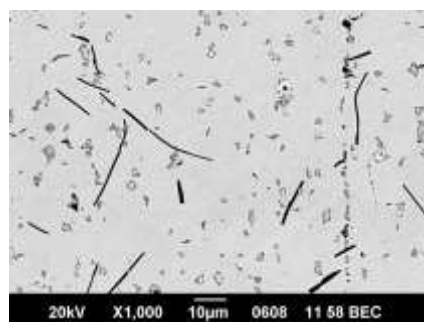
Второе, это комплексное легирование переходными металлами 4 и 5

групп таблицы Д.И. Менделеева (Nb, Ta, Hf, Zr) для формирования более стабильных, мелких, равномерно распределенных нитридов.

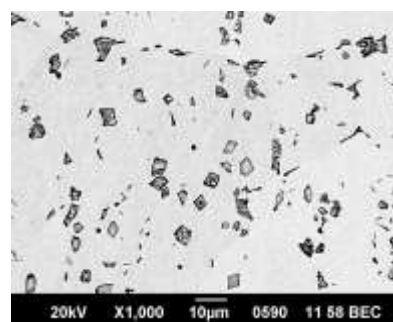
При совместных добавках важно не только количество, но и соотношение между ними. Например, при легировании ниобием и титаном, более высокое содержание ниобия приводит к образованию примерно равного количеству нитридов двух этих элементов. Если количество титана увеличить, то образуются нитриды титана легированные ниобием (рисунок 10 а и б). В первом случае также видны выделения неблагоприятной игольчатой морфологии, содержащие хром, длиной 10 мкм. Добавки гафния вместо титана меняют вид микроструктуры: видны крупные нитриды и значительно более мелкие, размером менее 2 мкм, карбонитриды – рисунок 10, в).

Третье направление - легирование твердого раствора. Элементы входящие в твердый раствор могут упрочнять сплав, а также влиять на морфологию и размер упрочняющих частиц. Например, добавки железа и кобальта в сплав ВЖ171 способствуют выделению более мелких, однородных нитридов – рисунок 10, г).

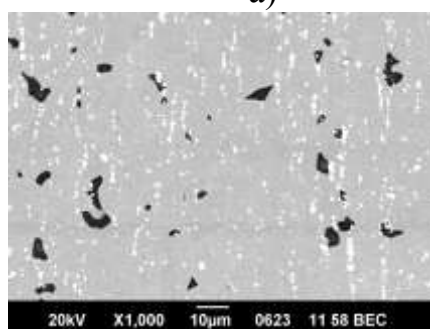
Следуя этим направлениям легирования удалось значительно изменить свойства сплава ВЖ171. Найдены композиции с добавками углерода и гафния с более высокой прочностью при комнатной температуре, с добавками углерода, кобальта и тантала с более высокой жаропрочностью и прочностью на уровне сплава ВЖ171. Определенные комбинации элементов приводят к повышению одновременно прочности и жаропрочности – таблица 3.



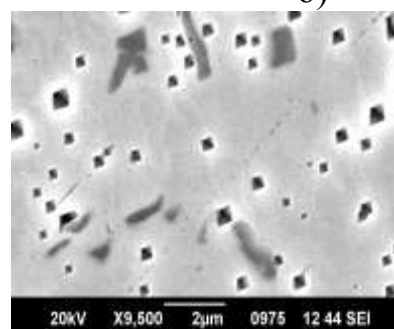
а)



б)



в)



г)

Рисунок 10 - Микроструктура образцов экспериментальных композиций на основе сплава ВЖ171 после азотирования, отличающихся: а) добавкой ниобия при $Nb > Ti$, б) добавкой ниобия при $Nb < Ti$; в) добавкой гафния, г) добавкой железа и кобальта.

Таблица 3 - Свойства экспериментальных композиций

Особенности легирования по сравнению с ВЖ171	Кратковременное растяжение			Длительная прочность, время до разрушения при 1000°C
	σ_B^{20} , МПа	$\sigma_{0,2}^{20}$, МПа	δ^{20} , %	
ВЖ171	870	530	12	$\sigma = 65$ МПа 100 ч
+ C	893	664	14,8	$\sigma = 65$ МПа 235 ч
+ C + Co + Hf	1205	713	46,2	$\sigma = 65$ МПа 8 ч $\sigma = 50$ МПа 100
+ C + Co + Ta	864	515	7,5	$\sigma = 65$ МПа 550 ч $\sigma = 80$ МПа 214 ч
+ C + Co + Ti + Hf + Ta	1004	636	9,2	$\sigma = 65$ МПа 269

Таким образом, показано, что жаропрочные никелевые сплавы, упрочняемые внутренним азотированием, являются перспективным конструкционным материалом нового класса. Они значительно превосходят все известные сплавы аналогичного назначения по температуре работы - до 1250°C и жаропрочности при температурах выше 900°C.

Сплав ВЖ171 успешно опробован в серийном производстве для деталей ГТД и может быть использован для перспективных изделий.

Установлено, что оптимизация режимов химико-термической обработки и химического состава позволит разрабатывать новые сплавы с уникальным комплексом свойств.

Список использованных источников

1. Лахтин Ю.М., Коган Я.Д., Шпис Г.-И., Бемер З. Теория и технология азотирования. М.: Металлургия. 1991. 320 с.
2. Кипарисов С.С., Левинский Ю.В. Азотирование тугоплавких материалов //М.: Металлургия, 1972, 160 с.
3. Kindlimann L.E., Ansell G.S. Kinetics of the internal nitridation of austenitic Fe-Cr-Ni-Ti alloys // Metal. Trans. Jan. 1970, V. 1, Issue 1, pp. 163-170.
4. Петрова Л.Г. Становление и развитие научной школы Ю.М.Лахтина//МиТОМ, 2010. №5. С. 15.
5. Petrova L.G. Physicochemical characteristics of the internal nitriding of multicomponent alloys //Metal Science and Heat Treatment. 1995. V. 37. №1–2. P. 41–47.
6. Pike L. M. 100+ years of wrought alloy development at Haynes International /In: 8-th International symposium on superalloy 718 and derivatives. TMS. 2014. P. 15–30.
7. Латышев В.Б. Жаропрочные деформируемые свариваемые сплавы для камер сгорания. Научно-технический сборник Авиационные материалы на рубеже XX-XXI веков. М.(ВИАМ), 1994, С. 273.

8. Патент US 8075839, Haynes International, Inc. (US), публ. 13.12.2011 г.
9. Ломберг Б.С., Овсепян С.В., Бакрадзе М.М., Летников М.Н., Мазалов И.С. Применение новых деформируемых никелевых сплавов для перспективных газотурбинных двигателей //Авиационные материалы и технологии, 2017. №5. С.116.
10. Овсепян С.В., Лукина Е.А., Филонова Е.В., Мазалов И.С. Формирование упрочняющей фазы в процессе высокотемпературного азотирования свариваемого жаропрочного деформируемого сплава на основе системы Ni-Co-Cr //Авиационные материалы и технологии. 2013. №1. С. 3.
11. Овсепян С.В., Бокштейн Б.С., Ахмедзянов М.В., Родин А.О., Мазалов И.С. Кинетика роста частиц нитридов в процессе высокотемпературного объемного азотирования деформируемого сплава системы Ni-Co-Cr-W-Ti //Материаловедение. 2014. №6. С. 21–25.
12. Лукина Е.А., Овсепян С.В., Давыдова Е.А., Ахмедзянов М.В. Структурные особенности жаропрочного сплава на Ni-Co-Cr основе, упрочняемого внутренним азотированием // Цветные металлы. 2016. № 7. С. 76-82.
13. Овсепян С.В., Колобов Ю.Р., Ахмедзянов М.В., Манохин С.С., Филонова Е.В. Исследование нитридной фазы в жаропрочном сплаве системы Ni-Co-Cr-W-Ti, упрочняемом внутренним азотированием // Физика и химия обработки материалов, 2021, №2, С.63-71.
14. Овсепян С.В., Ахмедзянов М.В., Мазалов И.С., Расторгуева О.И. Легирование углеродом сплава системы Ni-Co-Cr-W-Ti, упрочняемого химико-термической обработкой // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 4 (37). С. 21-24.

УДК 669

Обработка давлением жаропрочных никелевых сплавов с применением метода компьютерного моделирования

Шпагин А.С.; Шишков С.Ю.

Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Государственный научный центр Российской Федерации (НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ)

Аннотация:

Проведен сравнительный анализ методов изготовления штамповок дисков ГТД из жаропрочных никелевых сплавов. С помощью программного комплекса QForm проведено компьютерное моделирование процесса штамповки сплавов ВЖ175-ИД и ЭП742-ИД. По результатам моделирования рассмотрены температурные и деформационные поля заготовок в процессе штамповки, а также построены графики усилий деформации. Установлено, что использование метода изотермической деформации жаропрочных никелевых сплавов в штампах с технологией индукционного нагрева позволяет изготавливать штамповки дисков на оборудовании меньшей мощности и с меньшей скоростью деформации, не выходя за необходимые температурные интервалы деформации используемого сплава.

Ключевые слова:

жаропрочные никелевые сплавы, компьютерное моделирование, обработка металлов давлением

Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 3.2: компьютерное моделирование, в том числе с применением нейронных сетей, процессов обработки давлением с прогнозированием структуры, комплекса механических и эксплуатационных свойств изделий.

Введение

В настоящее время существуют три основных метода изготовления штамповок дисков ГТД из жаропрочных никелевых сплавов в зависимости от степени нагрева штамповой оснастки. Первый метод заключается в штамповке заготовок на гидравлических прессах и молотах при температуре нагрева штампов не выше 200°С. Метод отличается своей экономичностью, но за счет быстрого охлаждения заготовок от контакта с холодным инструментом значительно растет сопротивление деформации сплава, что приводит к увеличению усилий деформации и, как следствие, требуется применение мощного оборудования для осуществления процесса. К тому же за счет большого градиента температур в заготовке будет наблюдаться неравномерная структура.

Второй метод представляет из себя штамповку дисков на гидравлических прессах в оснастке из жаропрочных сталей и сплавов, нагретых до 800 °С. По сравнению с первым методом, он позволяет не допустить сильного охлаждения заготовки в процессе деформации. В среднем, разница температур оснастки и заготовки при штамповке жаропрочных никелевых сплавов в данном случае будет составлять 250 – 400 °С, что не позволит заготовке сильно остыть при условии сохранения повышенной скорости деформации.

Третий метод заключается в штамповке в изотермических условиях, при которой температура штампа максимально приближена к температуре нагрева заготовки. Сохранение температуры заготовки позволит проводить процесс при низких скоростях деформации, что благоприятно влияет на заполнение гравюры штампа металлом, а незначительный рост сопротивления деформации сплава в процессе штамповки позволяет использовать маломощное оборудование [1-3].

Жаропрочные никелевые сплавы – труднодеформируемые металлы, обработка давлением которых затруднена в связи с их низкой

технологической пластичностью и узким температурным интервалом деформации.

Для изготовления штамповок дисков ГТД из жаропрочных никелевых сплавов в ФГУП «ВИАМ» применяется метод изотермической штамповки на воздухе на гидравлических прессах усилием 1600 и 630 тс., оборудованных установками индукционного нагрева штампов. Штамповую оснастку изготавливают из жаропрочного сплава на никелевой основе ЖС6У, рабочая температура нагрева которого составляет 950 °С. Также в ФГУП «ВИАМ» проведена работа по разработке нового материала для изготовления штамповой оснастки, сплава системы Cr-Fe-Mo, способного работать при температурах до 1250 °С [4-6].

В процессе штамповки заготовка не только охлаждается за счет контакта с менее нагретым инструментом и окружающей средой. В очагах пластической деформации, где металл течет наиболее интенсивно, происходит усиленный разогрев металла, в следствие чего температура заготовки может выйти за верхний предел температурного интервала деформации используемого сплава. Повышенная температура заготовки в процессе деформации может привести к перегреву и чрезмерному росту зерен или к пережогу металла.

Для разработки технологий обработки давлением жаропрочных никелевых сплавов и подбора режимов деформации в ФГУП «ВИАМ» используется программа QForm, позволяющая с высокой точностью спрогнозировать состояние деформируемого материала в процессе деформации [7-10]. В работе представлено моделирование процесса изготовления штамповок из жаропрочных никелевых сплавов ВЖ175-ИД и ЭП742-ИД, используемых для изготовления дисков ГТД. Для анализа методов изготовления штамповок дисков ГТД моделирование проводилось по трем вариантам:

- в штампах, нагретых до температуры 200 °С;

- в штампах, нагретых до температуры 800 °С;
- в штампах, нагретых до температуры 1000 °С;

Материалы и методы

Компьютерное моделирование проводилось в программном комплексе QForm с использованием полученных в результате экспериментальных исследований реологических свойств сплавов ВЖ175-ИД и ЭП742-ИД.

Реологические модели сплавов ВЖ175-ИД и ЭП742-ИД получены путем экспериментальных исследований по определению напряжения течения материалов при различных температурах, скоростях и степенях деформации методом осадки цилиндрических образцов.

Параметры моделирования:

- время переноса заготовки – 5 с;
- время нахождения заготовки в инструменте до начала деформации – 2 с;
- инструмент – гидравлический пресс усилием 50 МН;
- смазка – стеклоэмаль.

Исследования пластичности сплавов проводилось методом осадки цилиндрических образцов в соответствии с СТО 1-595-23-514-2016 «Методика определения технологической пластичности металлических материалов при повышенных температурах».

Результаты

1. Выбор режимов деформации жаропрочных никелевых сплавов ВЖ175-ИД и ЭП742-ИД

Для выбора режимов нагрева под деформацию заготовок из сплавов ВЖ175-ИД и ЭП742-ИД проводились исследования пластичности сплавов методом осадки цилиндрических образцов.

Верхний предел диапазона температур испытаний рекомендуется выбирать в интервале от 50 до 100 °С выше температуры начала деформации согласно данным паспорта на сплав. Нижний предел диапазона температур испытаний рекомендуется выбирать в интервале от 50 до 100 °С ниже

температуры окончания деформации согласно данным паспорта на сплав. Такие интервалы температур испытаний выбираются для определения влияния возможного локального перегрева и захлаживания заготовки в процессе деформации.

Верхний предел температурного интервала испытаний для сплавов ВЖ175-ИД и ЭП742-ИД выбирался исходя из технологических инструкций и рекомендаций на термомеханическую обработку данных материалов. Деформация заготовок из сплавов ВЖ175-ИД и ЭП742-ИД проводится при 1100 и 1050 °С соответственно. Таким образом, верхний предел температурного интервала испытаний составил 1200 °С для сплава ВЖ175-ИД и 1150 °С для сплава ЭП742-ИД.

Согласно паспортам на сплавы ВЖ175-ИД и ЭП742-ИД нижние пределы температурных интервалов деформации составляют 1000 и 950 °С соответственно. С целью определения влияния возможного захлаживания поверхности заготовки в процессе деформации нижние пределы температур деформации составили 900 и 850 °С для сплавов ВЖ175-ИД и ЭП742-ИД соответственно.

По результатам проведенных испытаний были получены графики зависимости технологической пластичности от температуры при сжатии для сплавов ВЖ175-ИД (рисунок 1) и ЭП742-ИД (рисунок 2).

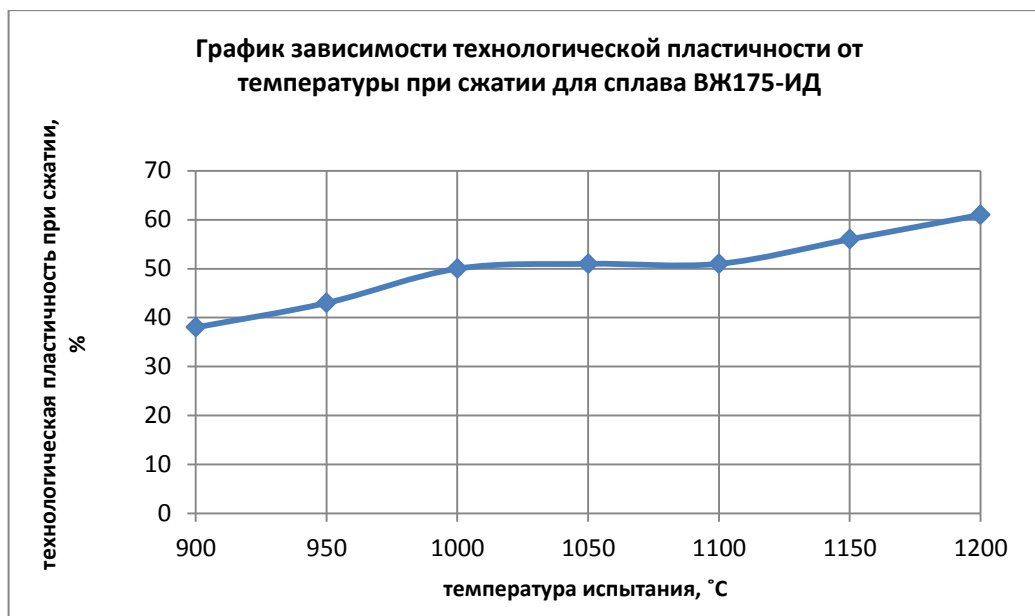


Рисунок 1 – график зависимости технологической пластичности от температуры сплава ВЖ175-ИД при сжатии

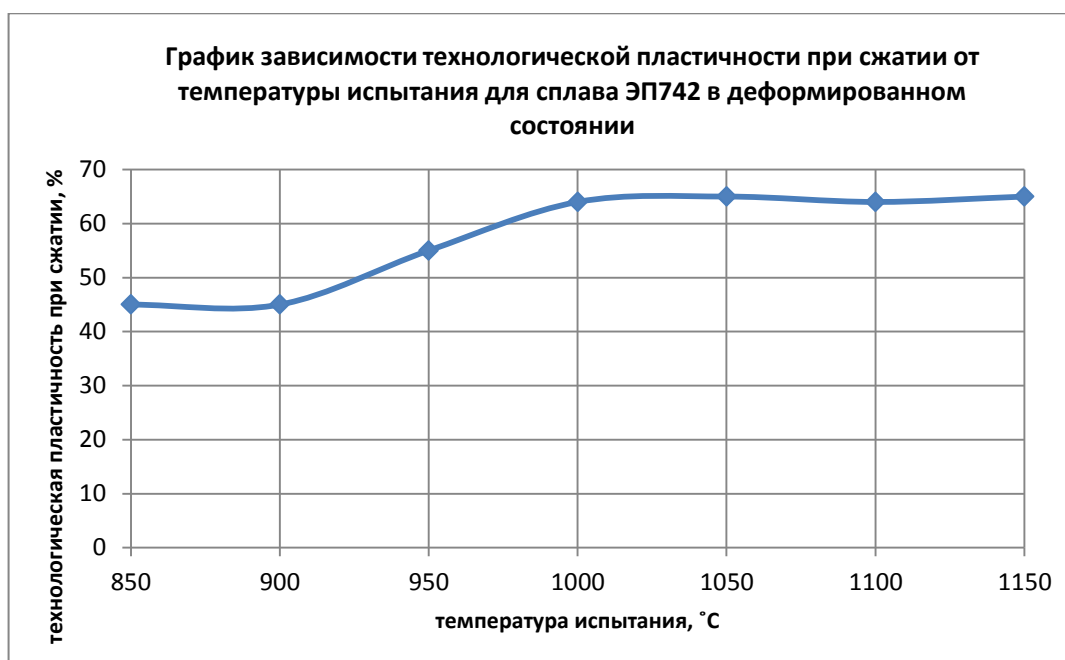


Рисунок 2 – график зависимости технологической пластичности от температуры сплава ЭП742-ИД при сжатии

Как видно из рисунка 1, пластичность сплава ВЖ175-ИД в интервале температур 1000 – 1200 °C составляет 50-60 %. Для получения требуемого уровня свойств в штамповках дисков ГТД необходимо обеспечить формирование мелкозернистой структуры с величиной зерна γ' фазы менее 10 мкм. Для получения такой структуры деформацию сплава рекомендуется

проводить в двухфазной области при температуре на 45-65 °С ниже температуры полного растворения γ' фазы ($T_{\text{пр}}\gamma'$), которая для сплава ВЖ175-ИД составляет 1185 °С. Исходя из полученных данных о пластичности сплава и с учетом возможного охлаждения и разогрева заготовки в процессе деформации, была выбрана температура нагрева заготовки под деформацию, которая составила 1100 °С.

Как видно из рисунка 2, пластичность сплава ЭП742-ИД в интервале температур 1000 – 1150 °С составляет 65 %. Аналогично сплаву ВЖ175-ИД, деформацию сплава рекомендуют проводить при температуре на 45-65 °С ниже $T_{\text{пр}}\gamma'$, которая для сплава ЭП742-ИД составляет примерно 1100 °С. В соответствии с полученными данными, была выбрана температура нагрева заготовки под деформацию, которая составила 1050 °С.

2. Моделирование процесса деформации сплавов ВЖ175-ИД и ЭП742-ИД. Анализ формообразования штамповок

Моделирование процесса деформации проводилось в программном комплексе QForm. Так как задача состояла в проведении процесса штамповки дисков ГТД, для решения был выбран вариант с 2D-моделированием осесимметричной заготовки, позволяющий затрачивать меньше времени на расчет по сравнению с 3D-моделированием.

В качестве оборудования для штамповки был выбран гидравлический пресс усилием 50 МН для наглядного анализа прилагаемых усилий в процессе деформации. Исходя из опыта изготовления штамповок дисков ГТД из жаропрочных никелевых сплавов, для каждого из вариантов моделирования были подобраны скоростные параметры инструмента.

Моделирование процесса штамповки в штампах, нагретых до температуры 200 °С, проводилось со скоростью 12 мм/с для сплавов ВЖ175-ИД (рисунок 3) и ЭП742-ИД (рисунок 4).

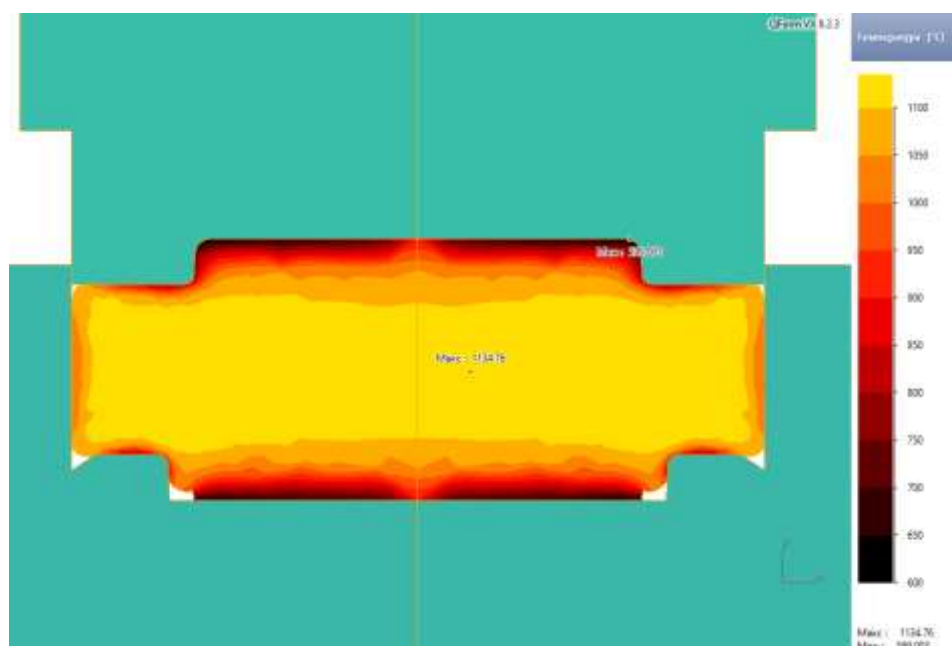


Рисунок 3 – моделирование процесса штамповки сплава ВЖ175-ИД в штампах, нагретых до температуры 200 °С

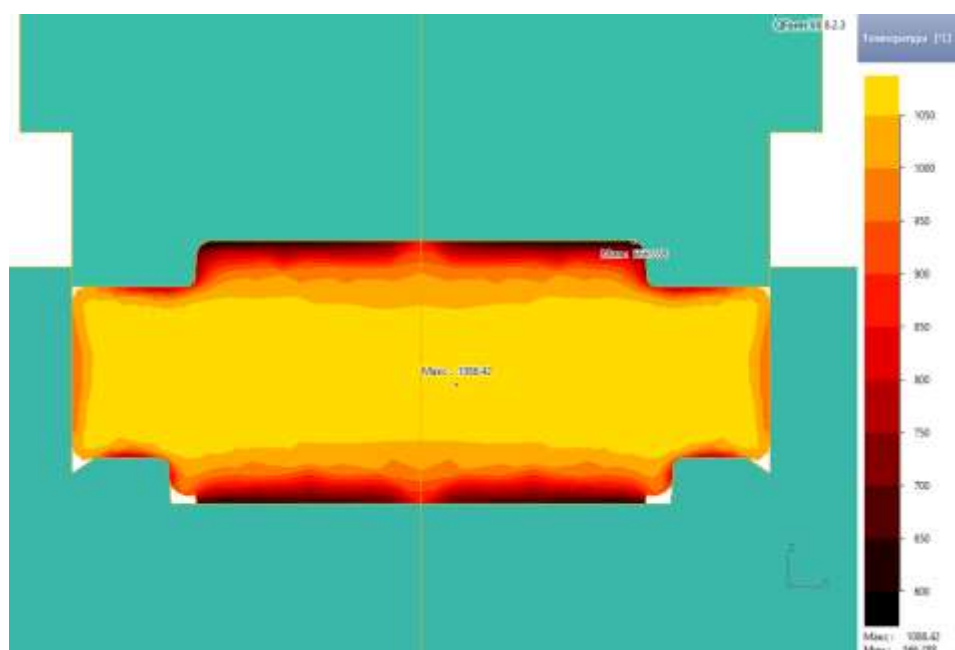


Рисунок 4 – моделирование процесса штамповки сплава ЭП742-ИД в штампах, нагретых до температуры 200 °С

На рисунках 3 и 4 показаны штамповки дисков из сплавов ВЖ175-ИД и ЭП742-ИД на момент окончания деформации с наложенным температурным полем по сечению заготовки. Как видно из рисунков, нижний вал заготовки сформирован не полностью. Это вызвано чрезмерным остыванием поверхностных слоев металла, контактирующего с холодным инструментом,

так как в этих зонах сопротивление деформации металла значительно выше, вследствие чего затруднено его свободное течение в гравюре штампа.

Моделирование процесса штамповки в штампах, нагретых до температуры 800 °С, проводилось со скоростью 8 мм/с для сплавов ВЖ175-ИД (рисунок 5) и ЭП742-ИД (рисунок 6).

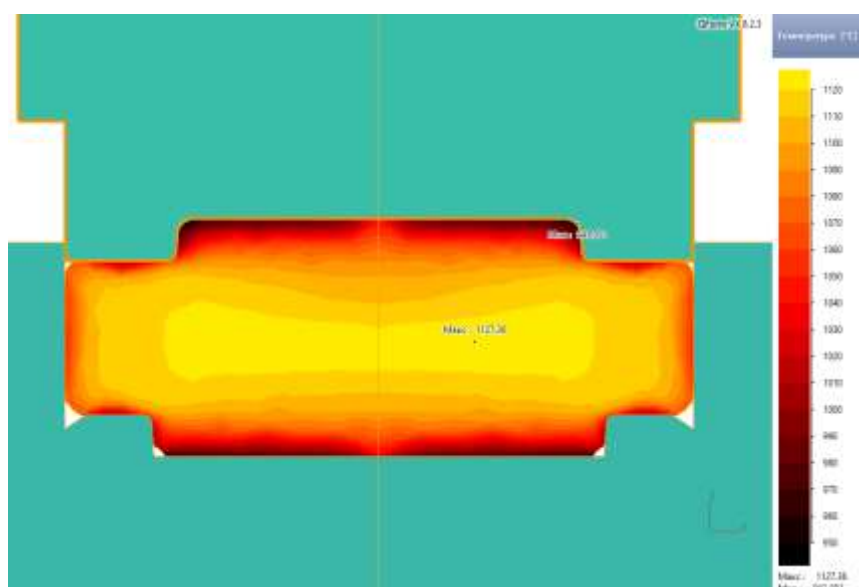


Рисунок 5 – моделирование процесса штамповки сплава ВЖ175-ИД в штампах, нагретых до температуры 800 °С

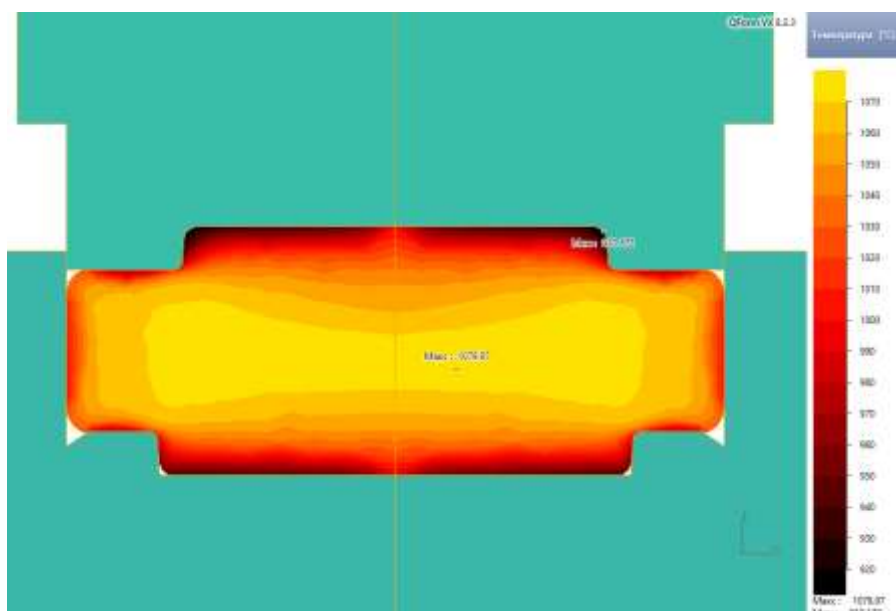


Рисунок 6 – моделирование процесса штамповки сплава ЭП742-ИД в штампах, нагретых до температуры 800 °С

Как видно из рисунка 5, оформление нижнего вала в штамповке из сплава ВЖ175-ИД происходит не полностью, как и в варианте моделирования со штампами, нагретыми до температуры 800 °С. Это связано с тем, что температура заготовки в данной области в процессе деформации падает до 980 °С. Напряжение течения металла растет, что не позволяет нижнему валу полностью оформиться.

Как видно из рисунка 6, заготовка из сплава ЭП742-ИД оформлена практически полностью.

Моделирование процесса штамповки в штампах, нагретых до температуры 1000 °С, проводилось со скоростью 4 мм/с для сплавов ВЖ175-ИД (рисунок 7) и ЭП742-ИД (рисунок 8).

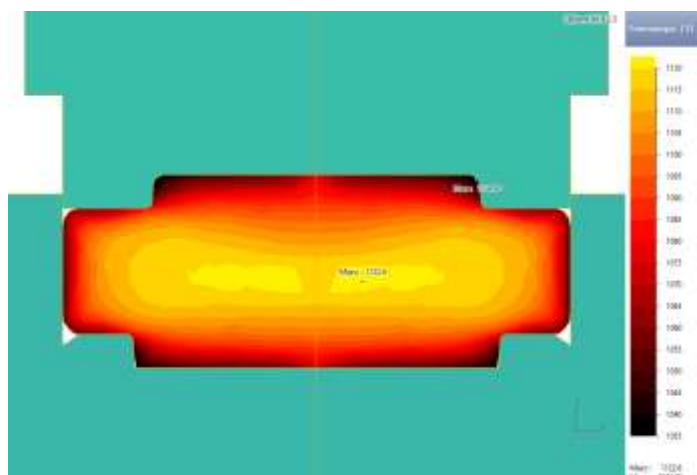


Рисунок 7 – моделирование процесса штамповки сплава ВЖ175-ИД в штампах, нагретых до температуры 1000 °С

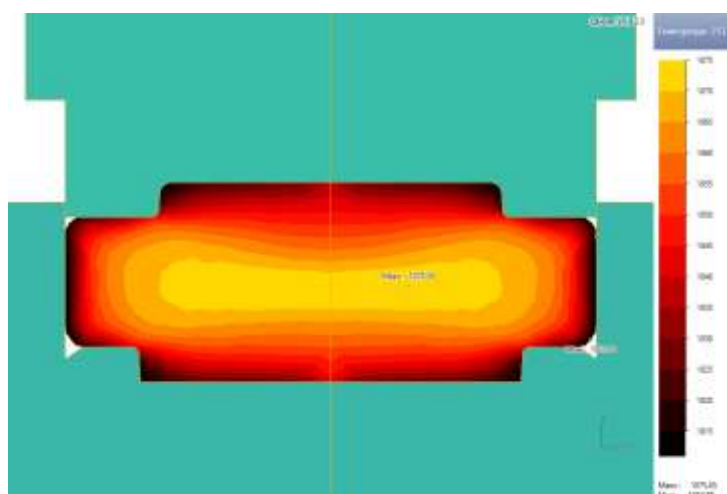


Рисунок 8 – моделирование процесса штамповки сплава ЭП742-ИД в штампах, нагретых до температуры 1000 °С

Как видно на рисунках 7 и 8, штамповки дисков из сплавов ВЖ175-ИД и ЭП742-ИД полностью заполняют гравюру штампов.

3. Сравнительный анализ температурных полей и энергосиловых параметров моделирования

По результатам компьютерного моделирования был проведен сравнительный анализ температурных полей заготовок, полученных методом штамповки при различных температурах нагрева штамповой оснастки.

Для сплава ВЖ175-ИД диапазон температур заготовки на момент окончания процесса штамповки составил:

- 599 – 1134 °С для штампов, нагретых до 200 °С;
- 941 – 1127 °С для штампов, нагретых до 800 °С;
- 1034 – 1122 °С для штампов, нагретых до 800 °С.

Для каждого из вариантов моделирования были построены графики зависимости усилий деформации от времени (рисунок 9).

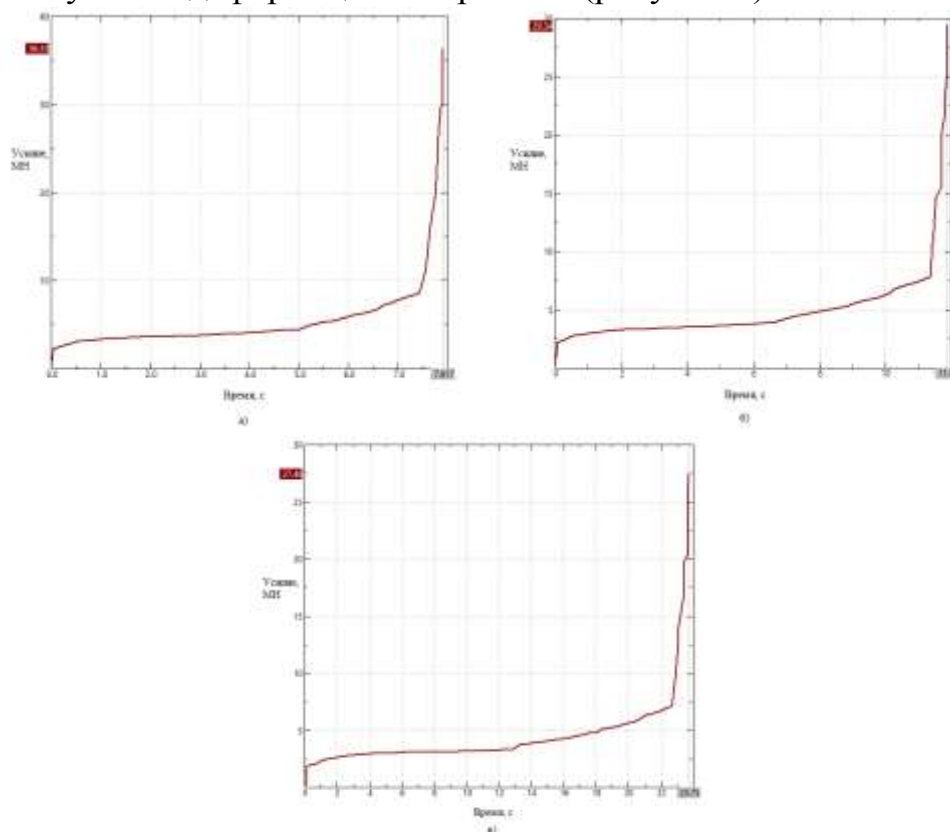


Рисунок 9 – графики зависимостей усилия от времени для моделирования процесса штамповки сплава ВЖ175-ИД при а) - температуре оснастки 200 °С; б) - температуре оснастки 800 °С; в) - температуре оснастки 1000 °С;

Как видно из рисунка 9, при увеличении температуры оснастки уменьшается усилие деформации, требуемое для проведения процесса штамповки. Разность температур по сечению заготовки на первом методе составляет более 500 °С, что отрицательно сказывается на пластичности сплава и приводит к увеличению сопротивления деформации. К тому же такая разность температур приведет к получению неравномерной структуры по всему сечению заготовки.

При нагреве штампов до 800 °С разность температур по сечению заготовки удастся сократить до 180 °С. Это обеспечивает как снижение усилий деформации, так и повышает однородность структуры по сечению штамповки.

При нагреве штампов до 1000 °С разность температур по сечению заготовки составляет менее 90 °С. Заполнение металлом штампового инструмента проходит в наиболее благоприятном температурном интервале, в котором сплав наиболее пластичен и будет обеспечена возможность получения равномерной мелкозернистой структуры по всему сечению заготовки.

Для сплава ЭП742-ИД диапазон температур заготовки на момент окончания процесса штамповки составил:

- 566 – 1086 °С для штампов, нагретых до 200 °С;
- 910 – 1079 °С для штампов, нагретых до 800 °С;
- 1010 – 1075 °С для штампов, нагретых до 800 °С.

Для каждого из вариантов моделирования были построены графики зависимости усилий деформации от времени (рисунок 10).

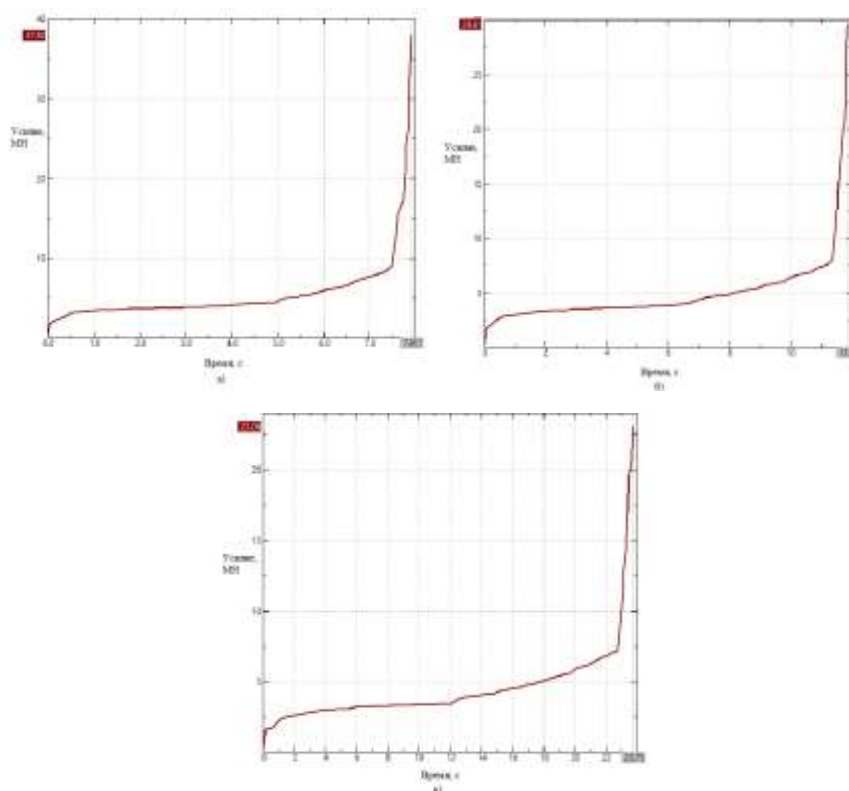


Рисунок 10 – графики зависимостей усилия от времени для моделирования процесса штамповки сплава ЭП742-ИД при а) - температуре оснастки 200 °С; б) - температуре оснастки 800 °С; в) - температуре оснастки 1000 °С;

Как видно из рисунка 10, усилия деформации растут с уменьшением температуры нагрева штампового инструмента.

Разность температур по сечению заготовки составляет:

- при нагреве штампов до 200 °С – более 500 °С;
- при нагреве штампов до 800 °С – 170 °С;
- при нагреве штампов до 1000 °С – 65 °С;

Аналогично ситуации со сплавом ВЖ175-ИД, наиболее благоприятный температурный интервал деформации достигается при штамповке дисков в инструменте, нагретом до 1000 °С. При таких условиях удастся достичь наибольшей пластичности сплава и, как следствие, наиболее полного заполнения гравюры штампа металлом заготовки. Помимо этого структура штамповки будет более равномерной по всему сечению заготовки.

Заключение

Использование метода компьютерного моделирования для разработки технологий деформации жаропрочных никелевых сплавов позволяет существенно сократить время и расходы на проведение экспериментальных и опытных исследований.

Проведенное компьютерное моделирование деформации жаропрочных никелевых сплавов при разных температурах нагрева штампового инструмента показало преимущества метода изотермической штамповки по сравнению с традиционными методами получения штамповок дисков ГТД. Из основных преимуществ следует выделить:

- возможность использования менее мощного оборудования;
- возможность получения однородной мелкозернистой структуры по всему сечению штамповки за счёт небольшой разности температур заготовки в процессе деформации;
- возможность обеспечить точное заполнение гравюры штампового инструмента металлом заготовки, что позволит изготавливать штамповки дисков ГТД с геометрией, максимально приближенной к геометрии итоговой детали;
- уменьшение расхода металла на механическую обработку.

Изотермическая деформация на воздухе требует использования сложного и дорогостоящего оборудования для индукционного нагрева инструмента, но в то же время позволяет значительно сократить расходы за счет экономии материала, использования оборудования малой мощности и уменьшения припуска на механическую обработку.

Использование в качестве материала для штамповой оснастки жаропрочного сплава на никелевой основе ЖС6У и перспективного сплава системы Cr-Fe-Mo позволяет осуществлять нагрев штампов до температуры, максимально приближенной к температуре нагрева заготовок под деформацию и обеспечивает нахождение заготовок в требуемом

температурном интервале в процессе деформации. Данные материалы не требуют использования специальных установок для проведения изотермической деформации в вакууме, по сравнению со сплавами на основе молибдена.

Список использованных источников

1. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Ломберг Б.С. Комплексная инновационная технология изотермической штамповки на воздухе в режиме сверхпластичности дисков из супержаропрочных сплавов // Авиационные материалы и технологии. 2012. №5. С. 129-141.

2. Разуваев Е.И., Моисеев Н.В., Капитаненко Д.В., Бубнов М.В. Современные технологии обработки металлов давлением // Труды ВИАМ: электрон. Науч.-технич. Журн. 2015 №2. Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 14.05.2019). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-2-3-3.

3. 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-штамповое производство. Обработка материалов давлением. 2018. 33. С. 19-25.

4. Пономаренко Д.А., Скугорев А.В., Сидоров С.А., Шпагин А.С. Влияние теплообмена между заготовкой и штампом на процесс штамповки заготовок деталей авиационно-космического назначения на специализированных изотермических прессах // Труды ВИАМ: электрон. Науч.-технич. Журн. 2016 №10. Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-10-3-3

5. 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.

6. Пономаренко Д.А., Скугорев А.В., Кин Т.Ю., Шпагин А.С. Штамповка заготовок дисков турбины малогабаритных ГТД из слитков сплава ЭП742-ИД на изотермических прессах // Труды ВИАМ: электрон. Науч.-технич. Журн. 2019 №8. Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-8-9-17

7. Бакрадзе М.М., Скугорев А.В., Кучеряев В.В., Бубнов М.В. Компьютерное моделирование технологических процессов обработки металлов давлением как инструмент разработки новых технологий // Авиационные материалы и технологии, 2017. №5. С. 175–185.

8. Гладков Ю.А., Мордвинцев П.С. Моделирование технологических процессов штамповки при решении задач авиа- и двигателестроения. // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2012. № 5. С. 38-47

9. Стебунов С.А. Бочаров Ю.А. Сертификация авиационных поковок на основе моделирования процессов в программе QForm. // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2011. № 6. С. 33-35.

УДК 669.018.4/ 621.7.08

Поверхностные остаточные напряжения в деталях из сплава ХН73МБТЮ-ВД и методы их контроля

Новиков С.В.¹, канд. экон. наук; Астанин В.В.¹, д-р физ.-мат. наук;
Песин М.В.², д-р техн. наук; Макаров В.Ф.², д-р техн. наук; Дубин А.И.³,
канд. техн. наук; Хадиуллин С.Х.¹, канд. техн. наук; Кильметова Л.Р.¹

rector@ugatu.su
vvastanin@yandex.ru
m.pesin@mail.ru
makarovv@pstu.ru
alexey.dubin@rambler.ru
salavathh@gmail.com
kilmetovalr@gmail.com

¹ *ФГБОУ ВО «Уфимский государственный авиационный технический университет»*

² *ФГАОУ ВО «Пермский национальный исследовательский политехнический университет»*

³ *ПАО «ОДК-Уфимское моторостроительное производственное объединение»*

Аннотация:

Численным моделированием и экспериментально исследовано формирование поверхностных остаточных напряжений, возникающих в результате механической обработки жаропрочного сплава на никелевой основе. Проанализированы методы измерения и неразрушающего контроля остаточных напряжений. Результаты могут быть полезны для повышения ресурса работы деталей из жаропрочных сплавов.

Ключевые слова:

жаропрочный сплав, механообработка, остаточные напряжения, измерение, контроль

Проблемы, связанные с остаточными напряжениями многосторонние - это коробление изделий, которое может происходить не только непосредственно после обработки, но и в течение длительного времени при хранении и эксплуатации изделий, это влияние на характеристики коррозии, и особенно важно, это влияние на характеристики усталостной прочности [1]. В условиях знакопеременных изгибных напряжений свойства поверхности изделий являются одним из главных факторов, обеспечивающих сопротивление металла усталостному разрушению. Наибольшее влияние на предел выносливости деталей оказывают поверхностные остаточные напряжения (ПОН), при чем, это влияние может быть как отрицательным, так и положительным в зависимости от знака напряженного состояния. В частности, ПОН сжатия повышают сопротивление усталости, отсюда появляется возможность управлять усталостными свойствами путем создания регламентированных ПОН [2-4].

Остаточные напряжения могут быть результатом поверхностного наклепа, либо результатом поверхностного легирования сплава. Поверхностный наклеп возникает непосредственно при механической обработке, либо создается целенаправленно, например, такими операциями, как выглаживание или обдувка шариками. Примером поверхностного легирования можно назвать азотирование или ионную имплантацию [5, 6].

В данной работе, проведен анализ поверхностных остаточных напряжений для различных режимов резания, а также анализ возможностей методов контроля.

Объект исследования и методы исследования

Для исследования влияния режимов обработки из жаропрочного никелевого сплава ХН73МБТЮ-ВД ГОСТ 5632-14 были изготовлены образцы в виде трубок, из которых вырезали кольца и продольные полосы для измерения продольных и окружных остаточных напряжений. Перед

проведением исследований выполнена термическая обработка заготовок по стандартному режиму, значение твердости 34,7 HRC.



а)

б)

а – подвергнутая термообработке; б – трубчатый образец, после механической обработки;

Рисунок 1 – Трубчатая заготовка

Основной режим резания для обработки жаропрочного сплава ХН73МБТЮ-ВД выбран согласно справочным данным [7-9], рекомендуемая скорость резания составляет $V = 30\text{--}80$ м/мин, а подача – $S = 0,05\text{--}0,1$ мм/об. Моделирование остаточных деформаций и напряжений проводили с помощью ПО «Deform», имеющий модуль для моделирования процессов механообработки, позволяющий получить зависимости величины остаточных напряжений по глубине их залегания. Практическое измерение ПОН осуществляли методом Н.Н. Давиденкова, методом рентгеноструктурного анализа с помощью специализированной системы «X-stress Robot» и методом анализа короблений. Кроме того, оценили возможность применения метода свободных колебаний.

Численное моделирование формирования ПОН в результате механообработки

Исходными данными для моделирования послужили свойства сплава ХН73МБТЮ-ВД, скорость резания, подача режущего инструмента и геометрические параметры режущей кромки. В результате моделирования определялись поля температур напряжения и деформации в зоне контакта материала с режущим инструментом. На рисунке 2 видно, что при глубине резания 0,1 мм под поверхностью детали образуется слой толщиной порядка

0,015 мм, в котором степень накопленной деформации достигает 0,4 и более. Естественно, что такого уровня пластические деформации к интенсивному наклепу и возникновению остаточных напряжений, которые составляют порядка -600 МПа на глубине 0,01 мм. И это напряжения сжатия, которые постепенно снижаются до глубины 0,2 мм.

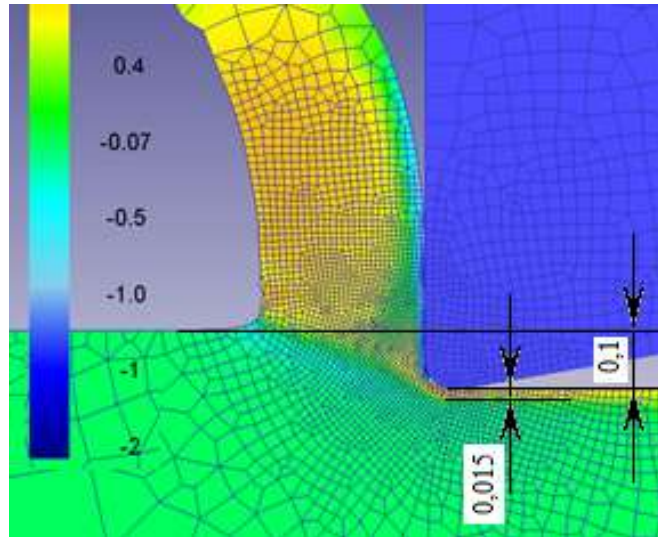


Рисунок 2 – Расчетные значения деформаций (Strain Total, mm/mm) в зоне резания

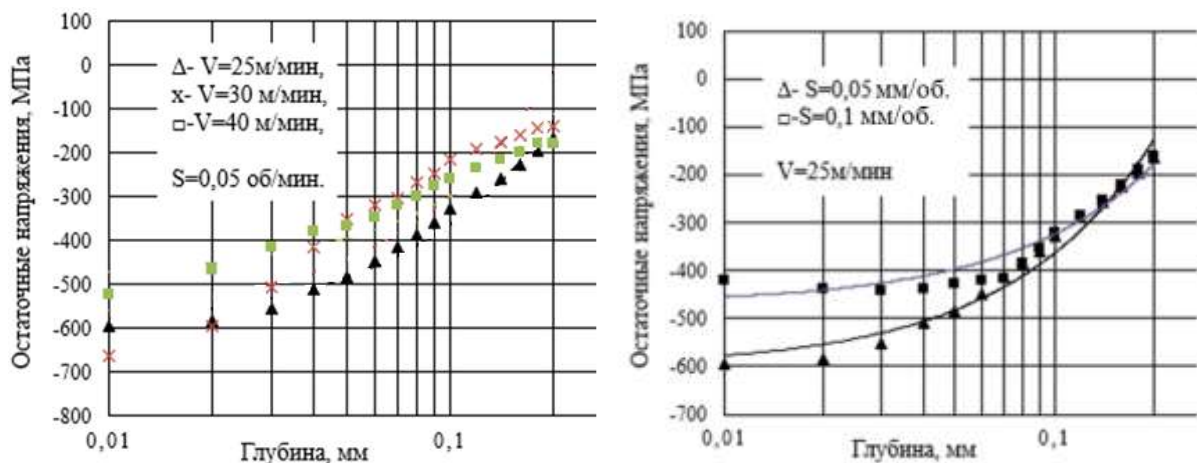


Рисунок 3 – Полученное методом компьютерного моделирования распределение величины остаточных напряжений по глубине при различных скоростях резания и подачи инструмента

Четкой зависимости ПОН от скорости резания в выбранном интервале скоростей не установлено (Рис. 3а), более заметна зависимость от скорости подачи (Рис. 3б). Увеличение подачи снижает ПОН, что можно связать с более интенсивным нагревом контактных поверхностей.

На энергосиловые параметры процесса резания существенно влияет изменение заднего угла α , происходящее в результате износа инструмента. Моделирование показало, что в случае $\alpha=10^\circ$ температура поверхности детали в зоне резания составляет порядка 600°C , а при $\alpha=3^\circ$ она может превышать 800°C , а напряжения на поверхности детали в зоне резания составляют порядка 1200 МПа и 1400 МПа соответственно (рис.4).

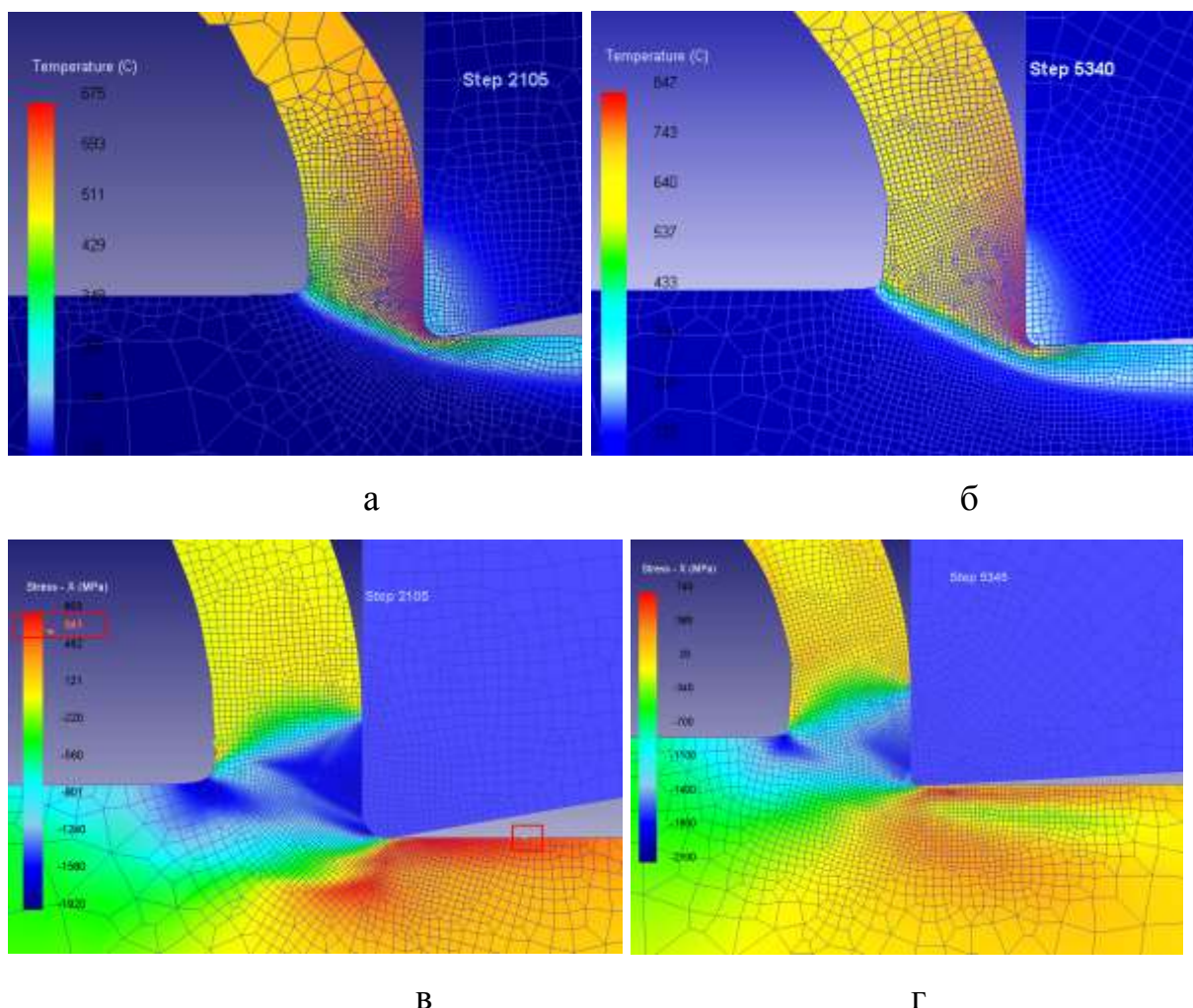


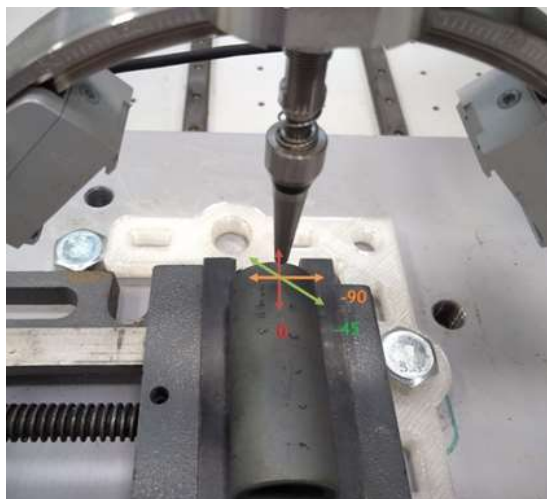
Рисунок 4 – Поля температур (а, б) и напряжений (в, г) в зоне резания при $\alpha=10^\circ$ (а, в) и $\alpha=3^\circ$ (б, г)

Сочетание указанных температур и напряжений неизбежно вызывает пластическую деформацию приповерхностных слоев, которая, в свою очередь, определяет распределение и знак ПОН.

Итак, результаты моделирования показали, что на поверхности детали из сплава ХН73МБТЮ-ВД при выбранных режимах резания возникают напряжения сжатия в интервале $-600 \dots -150$ МПа на глубине до 0,2 мм.

Рентгеноструктурный анализ остаточных напряжений

Расположение объекта контроля в камере рентгеновского дифрактометра «Xstress Robot» с указанием направлений измерения представлены на рисунке 6. Трубчатый образец условно разделен на четыре сектора, разнесенные на 90° один относительно другого. Измерения проводили в шести равномерно удаленных точках вдоль каждого сектора. Режимы измерения ПОН методом рентгеновской дифрактометрии, представлены в таблице 1.



а)



б)

Рисунок 6 – Расположение объекта контроля в камере рентгеновского дифрактометра «Xstress Robot»: а – образец после термообработки; б – образец после механической обработки

Таблица 1 – Режимы измерения ПОН «Xstress Robot»

Параметр	Значение
Метод измерения	модифицированный « χ -метод»
Коллиматор $\varnothing$	4 мм
Направления φ к точке анализа	0° , -45° и -90°
Анод рентгеновской трубки	Cr
Ванадиевые фильтры	Нет
Дифракционная линия (hkl)	(220)
Угол дифракции 2θ	133,7 град
Глубина проникновения рентгеновского излучения при $\chi=0^\circ$	5,8 мкм
Время экспозиции в одном положении гониометра	5 сек – образец после т/о 10 сек – образец после мех. обработки
Углы наклона χ	в диапазоне $[-40^\circ; 40^\circ]$, симметричны по абсолютным значениям в обе стороны, где положительные углы наклона χ в диапазоне $[0^\circ; 40^\circ]$ и отрицательные углы наклона $-\chi$ в диапазоне $[-40^\circ; 0^\circ]$
Количество углов наклона $\pm \chi$	13, где $N+\chi=N-\chi=8$ (включая $\chi=0^\circ$ и принимая, что измерение в положении $\chi=0^\circ$ проводится однократно)
Колебания пучка рентгеновского излучения (осцилляция)	3 град

Данным методом были исследованы два состояния: образец №1 в состоянии после полной термической обработки и механически обработанный образец №2. Съёмку и определение компонентов тензора напряжений проводили в трех направлениях относительно оси образца: $\varphi = 90^\circ$ и $\varphi = 0^\circ$ – поперечное и продольное направление, соответственно, а также $\varphi = 45^\circ$.

Получив зависимость ПОН при $\varphi=0^\circ$ от расстояния вдоль образца № 1 (рисунок 7, а), можно отметить, что все точки напряжений находятся в области сжатия, но имеют значительный разброс данных, особенно ближе к концам трубчатого образца. Усредненные значения по каждому сечению показывают более адекватную зависимость (рисунок 7, б). На проточенном образце №2 дисперсия данных увеличилась, а средний уровень ПОН снизился по абсолютной величине (Рис. 7, в, г). В случае $\varphi=90^\circ$, что фактически совпадает с направлением резания, закономерности аналогичны, но в результате обработки средний уровень ПОН повысился по абсолютной величине.

Образец № 1 в состаренном состоянии, следовательно, наличие сжимающих напряжений можно отнести к структурному фактору. Здесь следует учесть точечный метод съемки при диаметре пучка 4 мм. Средняя приборная ошибка определения напряжений, по данным протокола, составляет 18%; средняя статистическая ошибка измеренных данных вблизи края образца достигает 58%. Значительная разница приборной и статистической ошибок свидетельствует о неоднородном распределении напряжений, обусловленных неоднородной структурой и межфазовыми напряжениями, характерными для жаропрочных сплавов.

В целом, рентгеноструктурный анализ показал, что общий уровень ПОН и их знак соответствует результатам, полученным моделированием. Высокая дисперсность данных требует достаточной статистики для объективного анализа жаропрочных сплавов типа ХН73МБТЮ-ВД. Глубина проникновения рентгеновского излучения 5,8 мкм, поэтому для получения объемной картины распределения ПОН необходимо применять послойное травливание, что делает этот метод разрушающим.

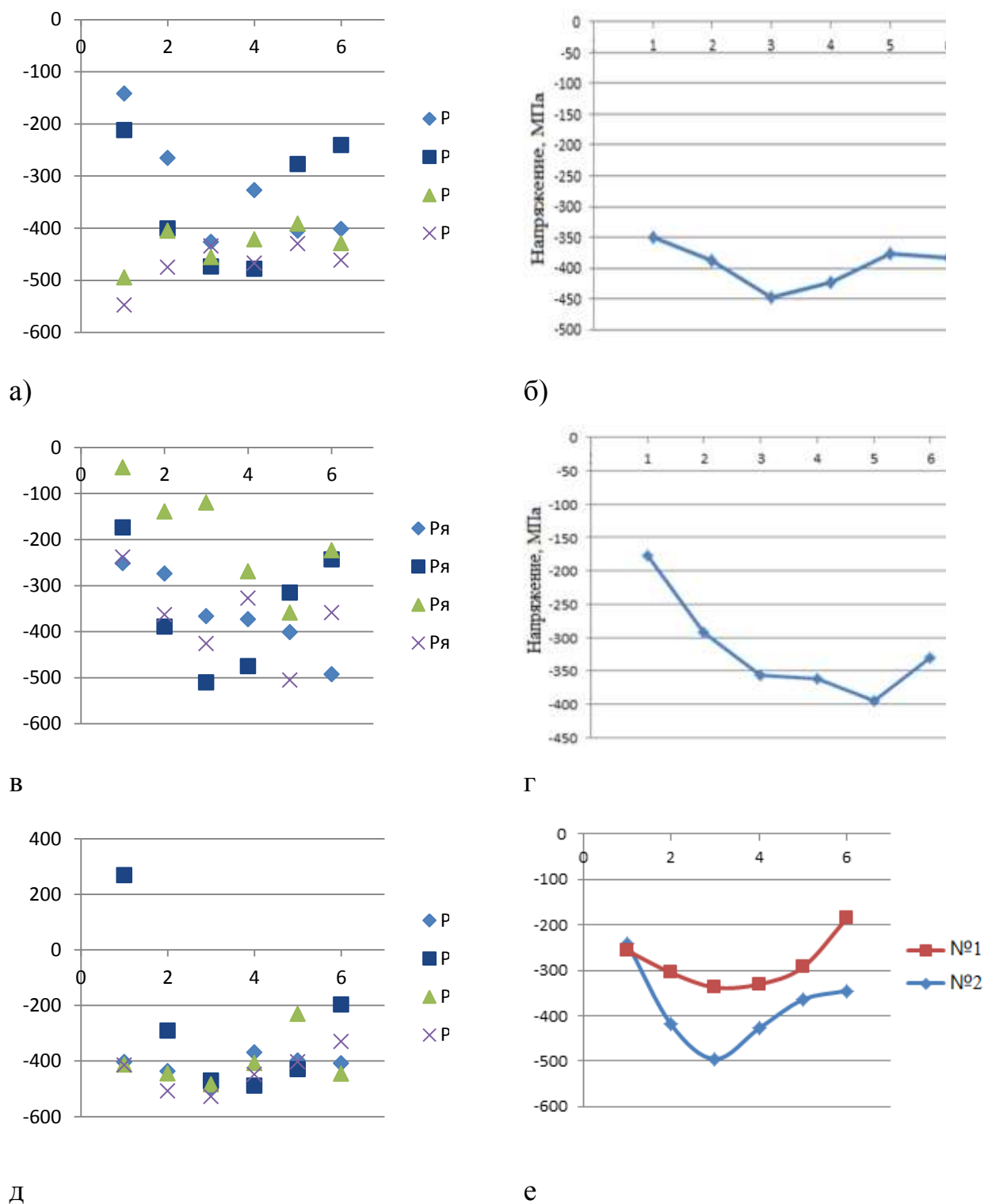


Рисунок 7 – Зависимость ПОН ($\phi = 0^\circ$ а-г) от расстояния вдоль образца №1 и ($\phi = 90^\circ$ д, е): слева – индивидуальные значения; справа – усредненные значения; е – графики для обоих образцов

Исследование ПОН методом Н.Н. Давиденкова

Построенная данным методом зависимости величины остаточных напряжений от глубины их залегания (рисунок 8) достаточно хорошо совпала с результатами, предсказанными численным моделированием.

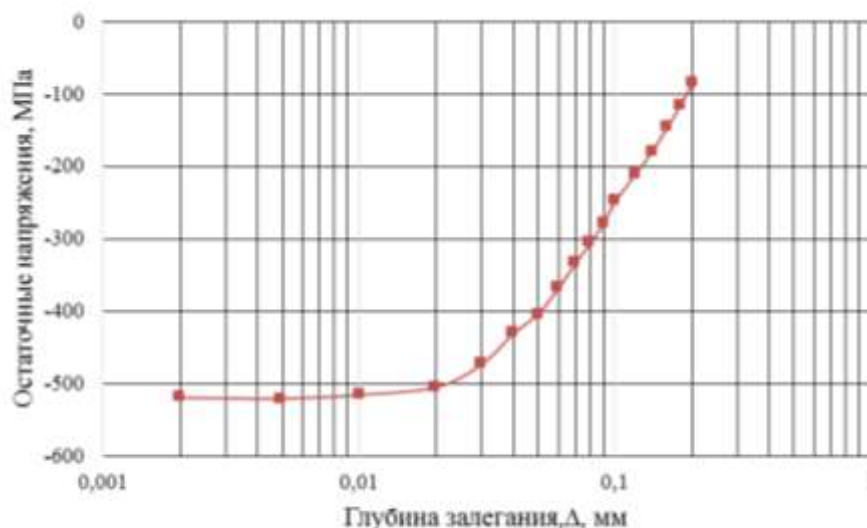


Рисунок 8 – Зависимость остаточных напряжений от глубины залегания; образец обработан по серийному режиму

На рисунке 8 наблюдаются напряжения сжатия порядка 500 МПа на глубине 0,002...0,02 мм после механической обработки. Далее они постепенно снижаются и на глубине 0,2 мм оказываются на уровне 80 МПа. Уровень ПОН (518 МПа) соответствует некоторым экстремальным значениям, полученным рентгеновским методом (рисунок 7 а), но все же выше средних значений. Здесь можно подчеркнуть, что метод Давиденкова интегральный, а рентгеновские данные локальные, поэтому полного соответствия полученных данных не будет, однако корреляция есть.

Для оценки возможности снятия напряжений оставленных механической обработкой, был проведен отжиг при температуре 850 °С в течении 2 часов.

Из представленной на рисунке 9 зависимости можно видеть, что отжиг привел к практически полному снятию остаточных напряжений в области

наиболее интенсивного наклепа, на глубине 0,01 мм. В средних слоях напряжения понизились частично, а на внутренней поверхности трубчатого образца, они практически не изменились.

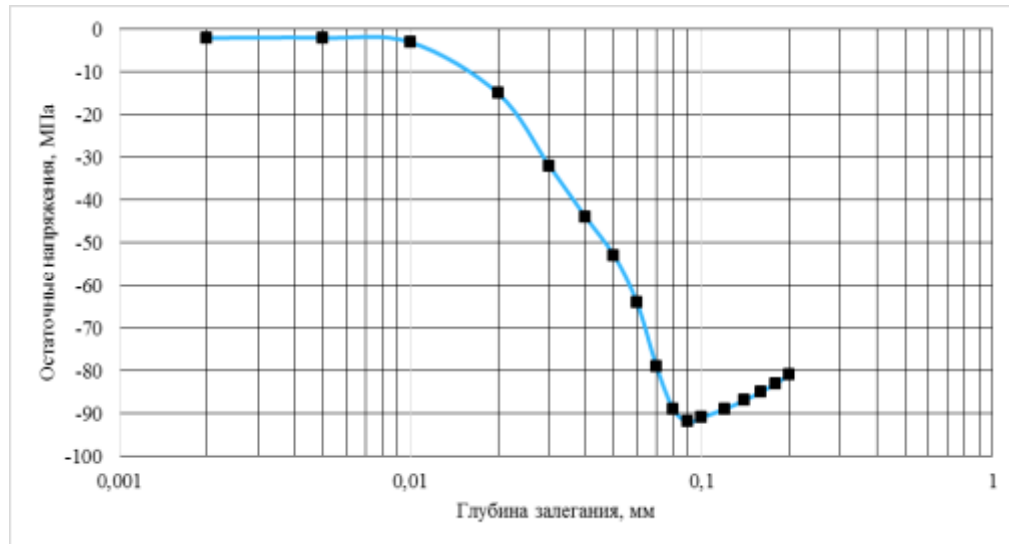


Рисунок 9 – Зависимость остаточных напряжений от глубины залегания после термообработки для снятия напряжений

Расчетный метод

Для расчета остаточных напряжений используется принцип Сен-Венана, согласно которому если к некоторой (небольшой) части поверхности тела приложена самоуравновешенная система сил, то напряжения и деформации, вызванные этой системой, становятся пренебрежимо малыми на расстояниях, соизмеримых с линейными размерами нагруженного участка поверхности [1]. Фактически испытание сводится к измерению величины прогиба (коробления) изделия или образца под действием остаточных напряжений (рис. 10, а). Величина прогиба измеряется по состоянию объекта до и после какой-либо обработки, либо по сравнению с математической моделью. В качестве инструмента используются механические индикаторы, спекл-интерферометры или система АТОС. В данной работе использовано калибровочное устройство станка с ЧПУ.

Окружные напряжения оценивали путем разрезания колец (рис. 10 б). Подробное описание этого метода приведено в работе [2]

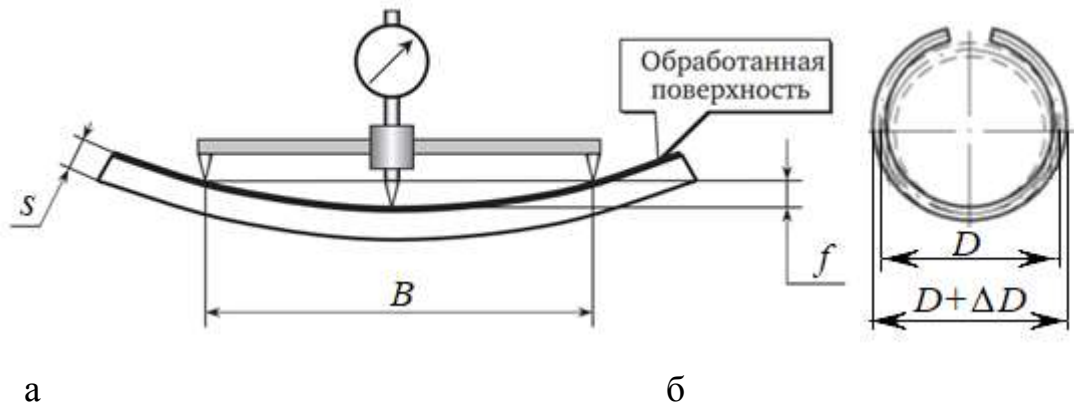


Рисунок 10 – Схема измерения прогиба плоского и кольцевого образца
Остаточные напряжения рассчитывали по формулам:

$$\sigma = \frac{4Es f}{B^2},$$

B – базовая длина в пределах которой измеряется прогиб;

s – высота поперечного сечения образца;

f – прогиб образца в пределах базовой длины B ;

E – модуль Юнга материала

$$\sigma_{\varphi} = \frac{Es\Delta D}{[(1-\nu^2)D_{\text{ср}}^2]},$$

D – начальный диаметр кольца;

ΔD – приращение диаметра кольца после разрезки

$D_{\text{ср}}$ – диаметр средней окружности кольца.

Метод свободных колебаний

Метод свободных колебаний известен, как неразрушающий метод контроля, с давних лет и применяется для керамических изделий, бандажей вагонных колес, натяжения тросов [10], но для анализа остаточных напряжений он малоизвестен. Достоинство данного метода в его простоте и интегральности. Анализируя спектр свободных колебаний изделия в сравнении с эталонными параметрами, можно сделать косвенное заключение о наличии, знаке и уровне остаточных напряжений. Главное условие его применения – это постоянство геометрических размеров изделия и

температуры испытаний. Поэтому метод наиболее применим для контроля снятия остаточных напряжений или их наведения методами модифицирования поверхности готовых изделий.

Для анализа ПОН была использована термостатированная помехозащищенная акустическая камера.

Внутренние стенки камеры выложены звукопоглощающим ячеистым покрытием. Термостат имеет стальной корпус, тепло-звукоизоляцию и двойные двери, надежно защищающие камеру от электромагнитных и акустических помех. Объект контроля можно зажимать консольно в поворотные тиски, либо подвешивать на рамке с натянутыми нитями. Свободные колебания возбуждаются ударом стального шарика весом 1 г, с полимерным покрытием. Шарик сбрасывается электромагнитом с высоты 150 мм, энергия удара $\approx 1,5$ мДж. Для записи звука используется электретный конденсаторный микрофон с линейной амплитудно-частотной характеристикой в диапазоне 20...20000 Гц, подключенный к звуковой карте компьютера. Средний уровень фона записывающей системы в диапазоне 900...20000 Гц составил - 101 дБ. Более низкие частоты для анализа не используются. С помощью программы-анализатора на временной диаграмме свободных колебаний выделялся участок, по которому строилась амплитудно-частотная характеристика с основными пиками (рисунок 13). Остаточные напряжения приводят к смещению пиков в сторону увеличения или уменьшения частоты в зависимости от знака и уровня напряжений.

Результаты анализа спектра свободных колебаний показывают разницу частот (таблица 2), которая отражает величину напряжений, снятых в результате проведения отжига.

Уровень напряжений, рассчитанный по величине прогиба пластины, обработанной по типовому режиму (таблица 2), составил примерно половину уровня максимальных поверхностных напряжений, найденных по методу

Н.Н. Давиденкова и рентгеновским методом. Можно сделать вывод, что прогиб обусловлен преимущественно этими напряжениями.

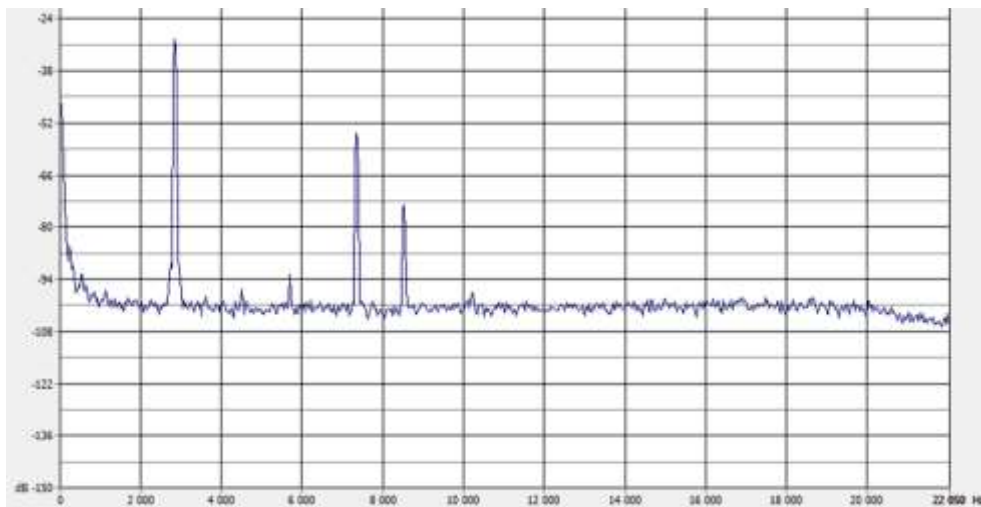


Рисунок 13 – Полная амплитудно-частотная диаграмма

После проведенного отжига поверхностные остаточные напряжения практически полностью были сняты, прогиб пластины и связанные с ним напряжения тоже снизились, но не так заметно. Вероятно, происходящие при отжиге структурные превращения ведут к перераспределению остаточных напряжений во всем объеме образца. Для полного выпрямления образца или детали требуется отжиг в термофиксаторе.

Таблица 2 – Результаты испытаний интегральными методами

Метод	После механической обработки	После вакуумного отжига
Расчетный	Напряжение -269 МПа	Напряжение -207 МПа
Акустический	Частота 6451 Гц	Частота 6385 Гц

Заключение

Численное моделирование дает адекватное прогнозирование ПОН, возникающих в результате механообработки жаропрочного сплава. Рентгеноструктурный метод измерения ПОН требует достаточной

статистики, из-за рассеянных структурных напряжений в жаропрочных сплавах. Требуется дальнейшее развитие интегральных методов неразрушающего контроля ПОН, в частности акустических методов.

Список использованных источников

1. Биргер И.А. Остаточные напряжения. – М.: Машгиз, 1963. – 232 с.
2. Буркин, С. П. Остаточные напряжения в металлопродукции: учебное пособие / С. П. Буркин, Г. В. Шимов, Е. А. Андрюкова. — Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2015. — 248 с.
3. Иванов, С.И. Технологические остаточные напряжения и сопротивление усталости авиационных резьбовых деталей [Текст] / С.И. Иванов, В.Ф. Павлов, Г.В. Коновалов, Б.В. Минин // – М.: МАП (Отраслевая библиотека «Технический прогресс и повышение квалификации»), 1992 – 191 с.
4. Павлов, В.Ф. Прогнозирование сопротивления усталости поверхностно упрочнённых деталей по остаточным напряжениям: монография [Текст] / В.Ф. Павлов, В.А. Кирпичёв, В.С. Вакулюк. – Самара: Издательство СНЦ РАН, 2012 . – 125 с.
5. Мухин В. С. Поверхность. Технологические аспекты прочности деталей ГТД. М.: 2005. 295 с.
6. Павлов, В.Ф. О связи остаточных напряжений и предела выносливости при изгибе в условиях концентрации напряжений [Текст] / В.Ф. Павлов // Известия ВУЗов. Машиностроение. – 1986 – №8. – С. 29-32.
7. Кишуров В. М., Криони Н. К., Постнов В. В., Черников П. П. Резание материалов. Режущий инструмент. М.: Машиностроение, 2009. 492 с.
8. Балашов В. М., Мешков В. В., Схиртладзе А. Г. Обработка резанием в машиностроении. Тверь : ТвГТУ, 2004. 174 с.
9. Григорьев С. Н. Резание материалов. Пенза : Изд-во ПГУ, 2010. 628 с.

10. Неразрушающий контроль: В 5 кн. Кн. 2. Акустические методы контроля: Практическое пособие / И.Н. Ермолов, Н.П. Алешин, А.И. Потапов; Под ред. В.В. Сухорукова. М.: Высш. шк., 1991, - 283 с.

УДК 548.4:004.942:546.74:54-19

Расчет энергии дефектов упаковки в жаропрочных никелевых сплавах

Воскобойников Р.Е., канд. физ.-мат. наук

roman.voskoboynikov@gmail.com

НИЯУ МИФИ, г. Москва

НИЦ «Курчатовский институт», г. Москва

Аннотация:

Стандартный метод расчета обобщенного дефекта упаковки модифицирован на случай сдвига одной части кристалла относительно другой части кристалла в двух соседних кристаллографических плоскостях $\{111\}$. Внесенные изменения позволяют избавиться от высокоэнергетичных дефектов упаковки, возникающих при использовании традиционной процедуры. Предложенный подход применили для построения эффективных γ -поверхностей в ГЦК никеле и интерметаллиде Ni_3Al . Полученные γ -поверхности самосогласованно включают в себя все возможные дефекты упаковки. Показано, что интерметаллид Ni_3Al в плоскости $\{111\}$ содержит пять метастабильных дефектов упаковки: сверхструктурные дефекты упаковки вычитания и внедрения, антифазную границу, комплексный дефект упаковки и комплексный дефект упаковки внедрения. О существовании последнего дефекта упаковки в кристаллической структуре $L1_2$ ранее не сообщалось.

Ключевые слова:

дефект упаковки, γ -поверхность, никель, интерметаллид Ni_3Al , кристаллическая структура $L1_2$

Введение

Дислокации являются важным элементом микроструктуры современных конструкционных материалов. Такие ключевые эксплуатационные свойства как предел текучести, ударная вязкость, пластичность, сопротивление термической ползучести, усталостная прочность и т.п. определяются свойствами дислокационной подсистемы материала, взаимодействием дислокаций с другими элементами микроструктуры и друг с другом.

Подвижность дислокаций, механизмы взаимодействия дислокаций с точечными дефектами и примесными атомами, зарождение дислокаций на границах зерен, дислокационные реакции и ряд других особенностей поведения дислокаций критически зависят от атомарной структуры дислокационного ядра. В силу особенностей кристаллического строения, в металлах и сплавах с ГЦК структурой дислокации диссоциируют на две или даже более частичных дислокации, разделенные дефектами упаковки [1]. Чем ниже энергия дефекта упаковки, тем больше расстояние между частичными дислокациями, тем труднее поперечное скольжение винтовых дислокаций и переползание краевых дислокаций за счет поглощения точечных дефектов.

При диссоциации в плоскости скольжения, ядро дислокации становится двумерным, и она сохраняет свою исходную мобильность. В зависимости от кристаллической структуры и типа дислокации (краевая или винтовая) расщепление дислокации может также происходить в кристаллографических плоскостях, отличающихся от плоскости скольжения, и сопровождаться образованием неподвижных сегментов, являющихся эффективными стопорами для скольжения дислокации. Одним из наиболее значимых, с практической точки зрения, проявлений этого феномена является температурная аномалия предела текучести в интерметаллидах с

кристаллической структурой $L1_2$. Именно эта физическая особенность лежит в основе аномально высокой жаропрочности литейных никелевых сплавов [2].

Для прогнозирования реакций диссоциации дислокаций в разрабатываемых никелевых сплавах и анализа результатов наблюдения дислокационных структур в конструкционных материалах после различных механических испытаний, в частности, после тестов на термическую ползучесть, широко используются так называемые γ -поверхности [3] в плоскости $\{111\}$, представляющие собой геометрическую интерпретацию энергии несовпадения кристаллической структуры (энергию обобщенного дефекта упаковки).

В отличие от других исследований структуры и свойств дислокаций в никелевых сплавах, см., например, [4-7], где рассматриваются только дефекты упаковки вычитания и антифазные границы, т.е. дефекты упаковки, локализованные в одной плоскости $\{111\}$, при определении энергии обобщенного дефекта упаковки в никеле и интерметаллиде Ni_3Al в этом исследовании сдвиг кристалла с последующей релаксацией проводили в двух соседних кристаллографических плоскостях $\{111\}$. Таким образом, выполненные расчеты позволяют изучать как дефекты упаковки вычитания, так и дефекты упаковки внедрения [1, 8]. Согласно [9-11] пары дефектов упаковки вычитания и внедрения могут возникать в результате диссоциации дислокаций в материалах с кристаллической структурой $L1_2$. Позднее они неоднократно наблюдались экспериментально, см., например, [12, 13]. Наша основная задача состоит в том, чтобы построить новые γ -поверхности, которые самосогласованно включают в себя все возможные известные и неизвестные метастабильные дефекты упаковки и могут быть использованы в дальнейшем при прогнозировании дислокационных реакций в двухфазных жаропрочных никелевых сплавах и интерпретации экспериментальных данных, полученных методами аналитической просвечивающей электронной микроскопии. Для решения этой задачи расчет энергии несовпадения

кристаллической решетки при сдвиге в одной кристаллографической плоскости, изначально предложенный в [3], обобщен на случай сдвига в двух соседних кристаллографических плоскостях $\{111\}$ в ГЦК никеле и интерметаллиде $L1_2 \text{ Ni}_3\text{Al}$.

Использованные методы и подходы

Для вычисления межатомных сил взаимодействия в ГЦК никеле и интерметаллиде $L1_2 \text{ Ni}_3\text{Al}$ использованы полуэмпирические межатомные потенциалы [14], построенные с использованием метода внедренного атома [15]. Полную энергию E системы из N атомов определяли согласно [15]:

$$E = \frac{1}{2} \sum_{i,j}^N \Phi_{ij}(r_{ij}) + \sum_i^N F_i(\bar{\rho}_i), \quad (1)$$

где $\Phi_{ij}(r_{ij})$ – энергия парного взаимодействия между атомами i и j , r_{ij} – соответствующее межатомное расстояние, $F_i(\bar{\rho}_i)$ – энергия внедренного атома i , а $\bar{\rho}_i$ – электронная плотность, создаваемая локальным окружением в месте расположения атома i :

$$\bar{\rho}_i = \sum_{j \neq i} \rho_j(r_{ij}) \quad (2)$$

По аналогии с [3], определим энергию дефекта упаковки общего вида, но только расположенного не в одной, как в [3], а в двух соседних кристаллографических плоскостях $\{111\}$. Для этого разделим моделируемый кристалл на три неравные части вдоль $\{111\}$: верхнюю половину кристалла, нижнюю половину кристалла и промежуточный слой толщиной в одну плоскость плотной упаковки $\{111\}$. Далее сдвинем промежуточный слой относительно нижней половины кристалла на $\vec{f}_1$:

$$\vec{f}_1(x_1, y_1) = x_1 \vec{e}_{[1\bar{1}0]} + y_1 \vec{e}_{[11\bar{2}]}, \quad (3)$$

и верхнюю часть кристалла относительно промежуточного слоя на $\vec{f}_2$:

$$\vec{f}_2(x_2, y_2) = x_2 \vec{e}_{[1\bar{1}0]} + y_2 \vec{e}_{[11\bar{2}]}, \quad (4)$$

см. Рис.1. В выражениях (3) и (4) $\vec{e}_{[1\bar{1}0]}$ и $\vec{e}_{[11\bar{2}]}$ – это единичные вектора соответственно вдоль кристаллографических направлений $[1\bar{1}0]$ и $[11\bar{2}]$ в плоскости $\{111\}$.

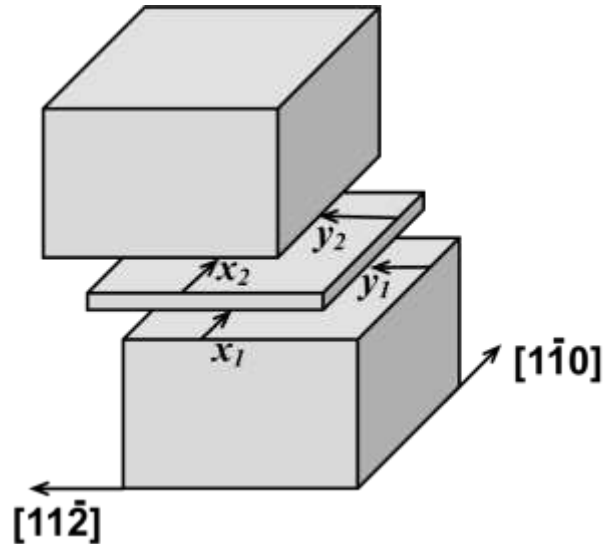


Рисунок 1 – Образование обобщенного дефекта упаковки при сдвиге кристалла в двух соседних плотноупакованных плоскостях $\{111\}$

Вдоль направлений $[1\bar{1}0]$ и $[11\bar{2}]$ использованы периодические граничные условия. Размеры кристалла вдоль кристаллографического направления $[111]$ выбрали достаточно большими таким образом, чтобы можно было пренебречь граничными эффектами.

Релаксацию кристалла проводили методом сопряжённых градиентов. В процессе релаксации атомы смещались только в направлении, перпендикулярном плоскости дефекта упаковки, т.е. только вдоль $[111]$.

Энергия $\Delta E(\vec{f}_1, \vec{f}_2)$ обобщенного дефекта упаковки определяется соотношением

$$\Delta E(\vec{f}_1, \vec{f}_2) = E(\vec{f}_1, \vec{f}_2) - E(\vec{0}, \vec{0}) \quad (5)$$

Полная энергия кристалла $E(\vec{f}_1, \vec{f}_2)$, содержащего дефект упаковки вычисляется, используя соотношение (1), а $E(\vec{0}, \vec{0})$ соответствует полной энергии бездефектного кристалла. В случае, когда вектора $\vec{f}_1$ и $\vec{f}_2$ совпадают с векторами решетки, регулярная структура кристалла не нарушается, и, следовательно, $\Delta E(\vec{f}_1, \vec{f}_2) = 0$.

По аналогии с [3] можно рассматривать (5) как (гипер)поверхность, определяемую четырьмя переменными x_1, y_1, x_2, y_2 . Она содержит всю информацию, но ей неудобно пользоваться, т.к., с практической точки зрения, представляет интерес энергия дефекта упаковки как функция сдвига верхней части кристалла относительно нижней части кристалла, а при наличии дополнительного промежуточного слоя, см. Рис. 1, такой сдвиг может быть реализован бесконечным числом способов. Для того, чтобы представить результаты расчётов энергии дефекта упаковки в виде, подходящем для использования в моделировании континуальными методами и интерпретации результатов просвечивающей электронной микроскопии, $\Delta E(\vec{f}_1, \vec{f}_2)$ конвертировали в двумерную «эффективную» γ -поверхность, используя следующее правило:

$$\gamma(x, y) = \min_{\substack{x=x_1+x_2+i \\ y=y_1+y_2+j}} \{ \Delta E(\vec{f}_1, \vec{f}_2) \}, \quad i, j = 0, \pm 1, \pm 2 \dots \quad (6)$$

Таким образом, из всего многообразия возможных способов сдвига верхней части кристалла относительно нижней части кристалла выбираем конфигурацию $(\vec{f}_1, \vec{f}_2)$, отвечающую минимальной полной энергии кристалла, содержащего дефект упаковки.

Полученные результаты и их обсуждение

Эффективная γ -поверхность в плоскости [111] в ГЦК Ni, полученная предложенным методом, представлена на Рис. 2а. Для сравнения на Рис. 2б приведена γ -поверхность, построенная в рамках традиционного подхода [3].

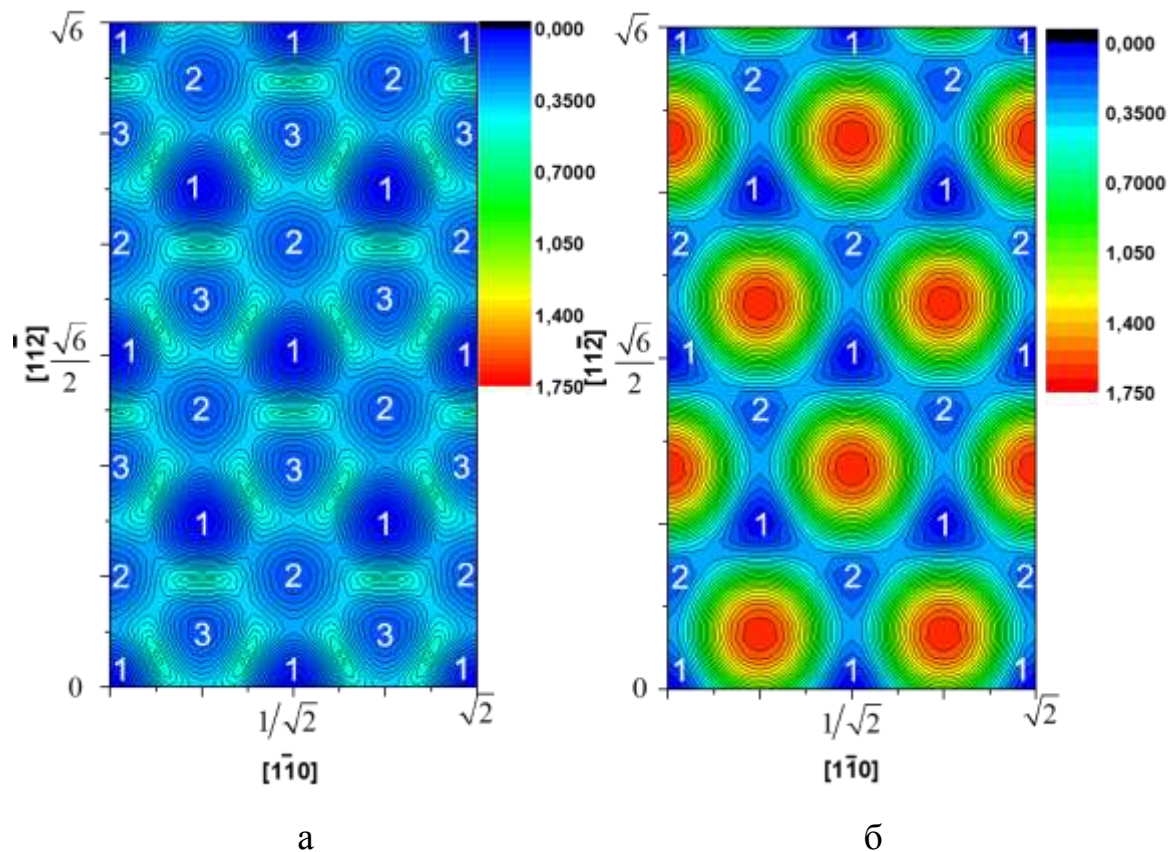


Рисунок 2. а – Эффективная γ -поверхность в кристаллографической плоскости $[111]$ в ГЦК Ni. б – γ -поверхность в кристаллографической плоскости $[111]$, полученная традиционным методом [3]. Цифрами обозначены локальные минимумы, соответствующие 1 – совершенному кристаллу, 2 – дефекту упаковки вычитания (ISF), 3 – дефекту упаковки внедрения (ESF)

Сдвиг во второй кристаллографической плоскости $[111]$ убирает высокоэнергетический дефект упаковки с вектором $\vec{f} = \frac{1}{3} [11\bar{2}]$, см.

Рис. 2б. На его месте на эффективной γ -поверхности возникает дефект упаковки внедрения, ESF. Смещения атомов в кристалле поровну распределяются между двумя соседними кристаллографическими плоскостями:

$$\frac{1}{3} [11\bar{2}] = \frac{1}{6} [11\bar{2}] + \frac{1}{2} [11\bar{2}].$$

Векторы смещений, соответствующие дефектам упаковки вычитания и внедрения приведены в Таблице 1. По определению $\Delta E(\vec{f}_1, \vec{f}_2) = \Delta E(\vec{f}_2, \vec{f}_1)$, а значит эффективная γ -поверхность инвариантна по отношению к перестановке векторов $\vec{f}_1$ и $\vec{f}_2$ в плоскостях $[111]$ дефекта упаковки.

Таблица 1 - Метастабильные дефекты упаковки в плоскостях $[111]$ в ГЦК Ni

Дефект упаковки	$\vec{f}_1$	$\vec{f}_2$	на Рис.2
вычитания (ISF)	$\frac{1}{6}[11\bar{2}]$	0	2
внедрения (ESF)	$\frac{1}{6}[11\bar{2}]$	$\frac{1}{6}[11\bar{2}]$	3

Локальные минимумы эффективной γ -поверхности, т.е. энергии метастабильных дефектов упаковки в плоскости $[111]$ в ГЦК Ni приведены в Таблице 2. Здесь же представлена энергия дефекта упаковки вычитания, рассчитанная в [14]. Небольшое различие в значениях энергии дефекта упаковки связано с выбранными методами релаксации кристаллов и использованными граничными условиями. Рассчитанные энергии дефектов упаковки находятся в хорошем соответствии с опубликованными расчётами [14, 16-26] и имеющимися экспериментальными результатами [1, 27-30], см. Таблицу 2, в которой представлены имеющиеся данные.

Эффективная γ -поверхность в кристаллографической плоскости $[111]$ в интерметаллиде $L1_2 \text{ Ni}_3\text{Al}$, полученная методом, описанным выше, показана на Рис. 3а. Здесь же для сравнения приведена «обычная» γ -поверхность, полученная в соответствии с [3]. Как и в случае ГЦК Ni, рассмотренном ранее, сдвиг во второй кристаллографической плоскости $[111]$ снимает высокоэнергетический дефект упаковки с вектором $\vec{f} = \frac{1}{3}[11\bar{2}]$, см.

Рис. 3б, в результате чего возникает сверхструктурный дефект упаковки

внедрения, SESF, на эффективной γ -поверхности, Рис. 3а. Аналогичным образом смещения атомов в кристалле, содержащем дефект упаковки с вектором $\vec{f} = 1/6 [2\bar{1}1]$, см. Рис. 3б перераспределяются между двумя соседними кристаллографическими плоскостями:

$$1/6 [2\bar{1}1] = 1/6 [\bar{2}11] + 1/3 [2\bar{1}1], \quad (7)$$

т.е. приводят к образованию комплексного дефекта упаковки (CSF) в одной плоскости и свехструктурного дефекта упаковки вычитания (SISF) в другой плоскости.

Таблица 2 - Результаты расчетов и экспериментальных измерений энергий дефектов упаковки (в мДж/м²) в плоскости $[111]$ в ГЦК Ni

Дефект упаковки	вычитания (ISF)	внедрения (ESF)
Обозначение на Рис. 2	2	3
EAM ^{1,2} [14]	134	—
эта работа	137	140
EAM ¹ [16]	125	—
EAM ¹ [17]	176	—
GGA ³ [18]	110	—
DFT ⁴ [21]	139	139
эксперимент [1]	125	—
эксперимент [28]	125	—
эксперимент [29]	128	—

¹ Межатомный потенциал, построенный методом внедренного атома [15]

² Рассчитано в [14]

³ Обобщенное градиентное приближение

⁴ Теория функционала электронной плотности

О существовании этого метастабильного дефекта упаковки – комплексного дефекта упаковки внедрения – (CESF) [31-33] в кристаллической структуре $L1_2$ ранее не сообщалось. Это пятый по счёту метастабильный дефект упаковки в плоскости $[111]$ в $L1_2$ Ni_3Al в списке, который также включает в себя SISF, SESF, CSF и антифазную границу (APB). В Таблице 3 приведены векторы смещений, соответствующие каждому из этих дефектов упаковки.

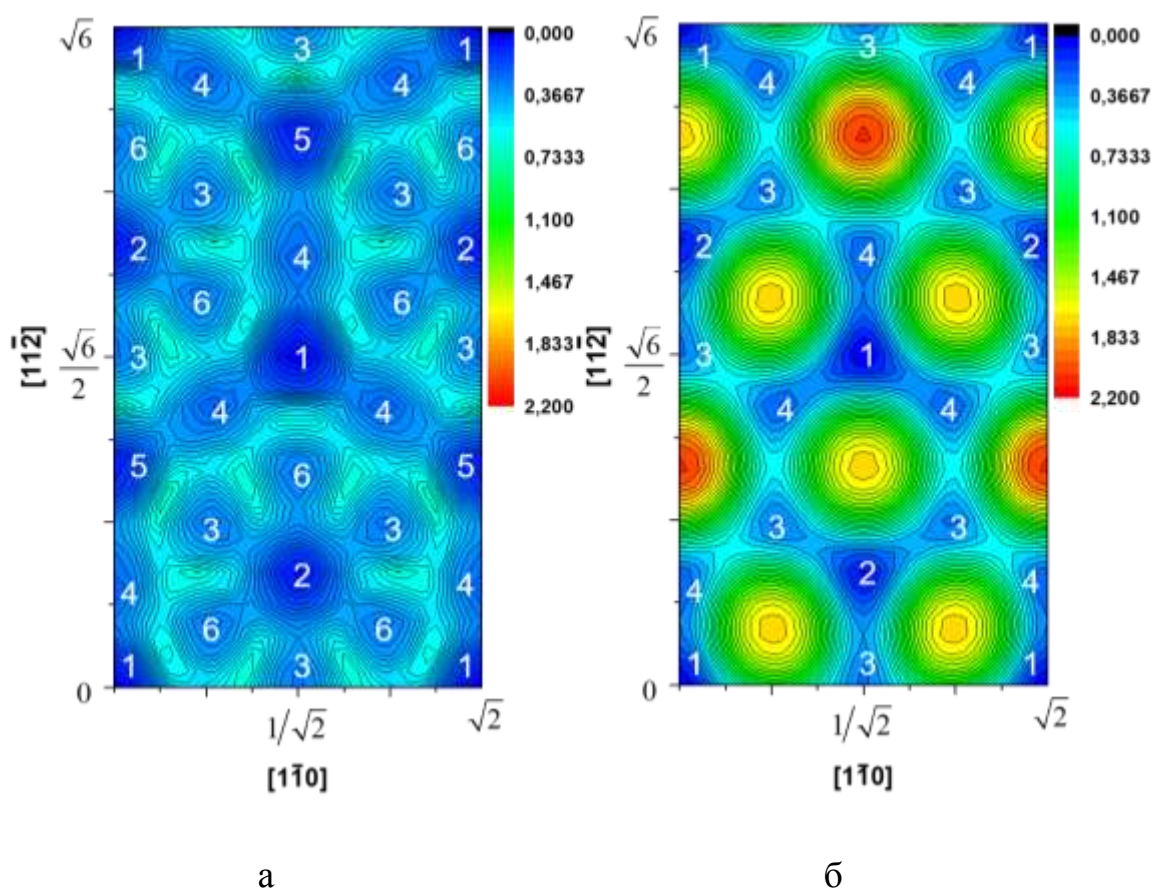


Рисунок 3 а – Эффективная γ -поверхность в кристаллографической плоскости $[111]$ в $L1_2$ Ni_3Al . б – γ -поверхность в кристаллографической плоскости $[111]$, полученная в соответствии с [3]. Цифрами обозначены локальные минимумы, соответствующие 1 – бездефектному кристаллу, 2- SISF, 3-APB, 4-CSF, 5-SESF и 6-CESF.

Энергии стабильных дефектов упаковки в плоскости $[111]$ в $L1_2$ Ni_3Al приведены в Таблице 4. Здесь же представлены энергии дефектов упаковки, рассчитанные в [16]. Как и при расчётах дефектов упаковки в ГЦК Ni , небольшие различия в значениях энергии дефектов упаковки связаны с методом, которым проводилась релаксация кристалла и использованными граничными условиями. Полученные значения энергии дефектов упаковки находятся в хорошем соответствии с квантово-механическими расчётами [6, 39-42, 55] и экспериментальными результатами [43-51], см. репрезентативную выборку опубликованных данных, приведённую в Таблице 4.

Таблица 3 - Метастабильные дефекты упаковки в плоскостях $[111]$ в интерметаллиде $L1_2$ Ni_3Al

Дефект упаковки	$\vec{f}_1$	$\vec{f}_2$	на Рис.3
SISF	$\frac{1}{3} [\bar{1}\bar{1}2]$	0	2
APB	$\frac{1}{2} [11\bar{2}]$ или $\frac{1}{2} [1\bar{1}0]$	0	3
CSF	$\frac{1}{6} [11\bar{2}]$	0	4
SESF	$\frac{1}{3} [\bar{1}\bar{1}2]$	$\frac{1}{3} [\bar{1}\bar{1}2]$	5
CESF	$\frac{1}{3} [\bar{1}\bar{1}2]$	$\frac{1}{6} [11\bar{2}]$	6

Существует всего несколько экспериментальных работ, посвящённых исследованию сверхструктурных дефектов упаковки внедрения, SESF, в кристаллографической плоскости $[111]$ в $L1_2$ Ni_3Al , см. [46, 51]. Отыскать опубликованные результаты квантовомеханических расчётов энергии сверхструктурного дефекта упаковки внедрения в $L1_2$ Ni_3Al не удалось. Значение энергии дефекта упаковки SESF, полученное в данной работе, близко к энергии дефекта упаковки SISF и находится в очень хорошем соответствии с экспериментально измеренными значениями [51].

Таблица 4 - Энергии дефектов упаковки (в мДж/м²) в плоскости [111] в L1₂ Ni₃Al

Дефект упаковки	SISF	APB	CSF	SESF	CESF
Обозначение на Рис.3	2	3	4	5	6
EAM ^{1,2} [14]	51	252	202	—	—
эта работа	62	278	217	74	271
EAM ¹ [34, 35]	96	156	259	—	—
EAM ¹ [36, 37]	13	142	121 ²	—	—
FS ³ [38] геом/мин ⁴	14/11	255/226	212/189	—	—
TB (EP) ⁵ [39] геом/мин ⁴	256/248	153/127	421/393	—	—
TB(APB) ⁶ [39] геом/мин ⁴	21/17	281/208	301/228	—	—
<i>ab initio</i> [6] геом/мин ⁴	80	270/210	290/225	—	—
<i>ab initio</i> [40,41] FLAPW ⁴	40	220	260	—	—
<i>ab initio</i> [42]	147	240	308	—	—
эксперимент [43]	6±0.5	175±15	235±40	—	—
эксперимент [44]	—	147-180	177-335	—	—
эксперимент [45]	—	195	236	—	—
эксперимент [46]	35	—	—	35	—
эксперимент [47, 48]	10±5	237	250	—	—
эксперимент [49]	—	111±15	—	—	—
эксперимент [50]	123-276	—	—	—	—
эксперимент [51]	78,83,87	104,102,129	—	78,60,86	—

¹ Межатомный потенциал, построенный с использованием метода внедренного атома [15]² Рассчитано в [14]³ Межатомный потенциал Финниса-Синклера [52]⁴ Энергии дефектов упаковки SISF, APB и CSF, полученные для идеальных геометрических позиций атомов в приближении твёрдых сфер, обозначены как геом. Энергии дефектов упаковки, полученные полной релаксацией кристалла, обозначены как мин.⁵ Приближение сильной связи. Экспериментальная параметризация [53]⁶ Приближение сильной связи. *Ab initio* параметризация [54]⁷ Расчёт методом присоединённых плоских волн [40, 41]

Исследование комплексного дефекта упаковки внедрения CESF в плоскости $[111]$ в $L1_2$ Ni_3Al ранее не проводилось, и о существовании такого дефекта упаковки в интерметаллиде Ni_3Al ранее не сообщалось. Следует также отметить, что в отличие от SISF и SESF, где локальные минимумы определяются симметрией кристаллической структуры $L1_2$, CESF, следуя [56], определяется химическим составом локального окружения, и, следовательно, его положение и энергия могут существенно меняться в зависимости от использованного в расчётах межатомного потенциала. Тем не менее, CESF метастабилен в интерметаллиде $L1_2$ Ni_3Al , который был смоделирован нами с использованием межатомного потенциала [14], и энергия дефекта упаковки CESF приблизительно равна сумме энергий дефектов упаковки SISF и CSF, из которых он состоит.

Выводы

Подход, предложенный в [3] для расчёта γ -поверхностей, обобщен на случай сдвига одной части кристалла относительно другой части кристалла в двух соседних кристаллографических плоскостях $[111]$ в $L1_2$ Ni_3Al и ГЦК Ni для того, чтобы получить эффективные γ -поверхности, которые самосогласованно включают в себя как дефекты упаковки вычитания, так и дефекты упаковки внедрения и пригодны для прогнозирования дислокационных реакций в жаропрочных никелевых сплавах и интерпретации наблюдений дислокаций методами просвечивающей электронной микроскопии. При выполнении вычислений в плоскости $[111]$ в $L1_2$ Ni_3Al был найден ещё один, пятый по счёту метастабильный дефект упаковки, CESF, который можно рассматривать как свехструктурный дефект упаковки вычитания, SISF, в одной плоскости $[111]$, расположенный над/под комплексным дефектом упаковки, CSF, в соседней плоскости $[111]$.

Список использованных источников

1. Хирт Дж., Лоте И. Теория дислокаций. М.: Атомиздат, 1972. 598 с.
2. Reed R. The Superalloys: Fundamentals and Applications. Cambridge: Cambridge University Press, 2006. 392p.
3. Vitek V. Intrinsic stacking faults in body-centred cubic crystals // Philosophical Magazine. 1968. V. 18, PP. 773 – 786.
4. Yamaguchi M., Vitek V., Pope D.P. Planar faults in the $L1_2$ lattice. Stability and structure// Philosophical Magazine A. 1981. V.43. PP. 1027-1044.
5. Yamaguchi M., Pope D.P., Vitek V., Umakoshi U. Planar faults and dislocation dissociations in body-centred-cubic-derivative ordered structures // Philosophical Magazine A. 1981. V.43. PP. 1265-1275.
6. Mryasov O.N., Gornostyrev Yu.N., van Schilfgaarde M., Freeman A.J. Superdislocation core structure in $L1_2$ Ni_3Al Ni_3Ge and Fe_3Ge : Peierls–Nabarro analysis starting from ab-initio GSF energetics calculations Acta Materialia. 2002. V. 50. PP. 4545-4554.
7. Schoeck G. The dissociation energy of extended dislocations in fcc lattices // Philosophical Magazine A. 1999. V. 79. PP. 1207-1215.
8. Frank F.C. Crystal dislocations. Elementary concepts and definitions // Philosophical Magazine. 1951. V. 42. PP. 809-819.
9. Kear B.H., Giamei A.F., Silcock J.M., Ham R.K. Slip and climb processes in γ' precipitation hardened nickel-base alloys// Scripta Metallurgica. 1968. V. 2. PP. 287-293.
10. Kear B.H., Giamei A.F., Leverant G.R., Oblak J.M. On intrinsic/extrinsic stacking fault pairs in the $L1_2$ lattice // Scripta Metallurgica. 1969. V. 3. PP. 123-130.
11. Kear B.H., Giamei A.F., Leverant G.R., Oblak J.M. Viscous slip in the $L1_2$ lattice// Scripta Metallurgica. 1969. V. 3. PP. 455-460.

12. Dirras G.F., Douin J. On the existence of superlattice intrinsic stacking fault-superlattice extrinsic stacking fault coupled pairs in an $L1_2$ alloy // Philosophical Magazine A. 2001. V. 81. PP. 467-478.
13. Rae C.M.F., Matan N., Reed R.C. The role of stacking fault shear in the primary creep of [001]-oriented single crystal superalloys at 750°C and 750 MPa // Materials Science & Engineering A. 2001. V. 300. PP. 125-134.
14. Mishin Y. Atomistic modeling of the γ and γ' -phases of the Ni–Al system // Acta Materialia. 2004. V. 52. PP. 1451-1467.
15. Daw M.S., Baskes M.I. Embedded-atom method: derivation and application to impurities, surfaces, and other defects in metals // Physical Review B. 1984. V. 29. PP. 6443-6453.
16. Mishin Y., Farkas D., Mehl M.J., Papaconstantopoulos D.A. Interatomic potentials for monoatomic metals from experimental data and ab initio calculations // Physical Review B. 1999. V. 59. PP. 3393-3407.
17. Szelestey P., Patriarca M., Perondi L.F., Kaski K. Modified EAM Potentials for Modelling Stacking-Fault Behavior In Cu, Al, Au, and Ni // International Journal of Modern Physics B. 2002. V. 16. PP. 2823-2835.
18. Chantasiriwan S., Milstein F. Embedded-atom Models of 12 Cubic Metals incorporating Second and Third Order Elastic-moduli Data // Physical Review B. 1998. V. 58. PP. 5996-6005.
19. Siegel D.J. Generalized stacking fault energies, ductilities, and twinnabilities of Ni and selected Ni alloys // Applied Physics Letters. 2005. V. 87. PP. 121901-1--121901-3.
20. Baskes M.I. Modified embedded-atom potentials for cubic materials and impurities // Physical Review B. 1992. V. 46. PP. 2727-2742.
21. Chandran M., Sondhi S.K. First-principle calculation of stacking fault energies in Ni and Ni-Co alloy // Journal of Applied Physics. 2011. V. 109. PP. 103525-1--103525-6.

22. Rosengaard N.M., Skriver H.L. Calculated stacking-fault energies of elemental metals // Physical Review B. 1993. V. 47. PP. 012865-012873.
23. Zimmerman J.A., Gao H.J., Abraham F.F. Generalized stacking fault energies for embedded atom FCC metals // Modelling and Simulation in Materials Science & Engineering. 2000. V. 8. PP. 103-115.
24. Hartford J., von Sydow B., Wahbstrom G., Lundqvist B.I. Peierls barriers and stresses for edge dislocations in Pd and Al calculated from first principles // Physical Review B. 1998. V. 58. PP. 2487-2496.
25. Crampin S., Hampel K., Vvedensky D.D., Maclaren J.M. The calculation of stacking fault energies in close-packed metals // Journal of Materials Research. 1990. V. 5. PP. 2107-2119.
26. Shang S.L., Wang W.Y., Wang Y., Du Y., Zhang J.X., Patel A. D., Liu Z.K. Temperature-dependent ideal strength and stacking fault energy of fcc Ni: a first-principles study of shear deformation // Journal of Physics: Condensed Matter. 2012. V. 24. PP. 155402-1--155402-10.
27. Hertzberg R. W. Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials, 4th Ed. New York: Wiley, 1996. 816 p.
28. Carter C.B., Holmes S.M. The Stacking-Fault. Energy of Nickel // Philosophical Magazine. 1977. V. 35. PP. 1161-1172.
29. Murr L.E. Interfacial Phenomena in Metals and Alloys. Reading: Addison Wesley, 1975. 330p.
30. Reed R.P. Deformation twinning in Ni and F.C.C. Fe-Ni alloys // Philosophical Magazine. 1967. V. 15. PP. 1051-1055.
31. Suzuki K., Ichihara M., Takeuchi S., Dissociated structure of superlattice dislocations in Ni₃Ge with the L1₂ structure // Acta Metallurgica. 1979. V. 27 PP. 193-200.
32. De Hosson J. Th. M. Superlattice dislocations in L1₂ ordered alloys and in alloys containing L1₂ ordered precipitates // Materials Science & Engineering A. 1986. V. 81. PP. 515-523.

33. Fang J., Schulson E.M., Baker J. The dislocation structure in $L1_2$ ordered alloy Ni_3Ge // Philosophical Magazine A. 1994. V. 70. PP. 1013-1025.
34. Foiles S.M., Daw M.S. Application of the embedded atom method to Ni_3Al // Journal of Materials Research. 1987. V. 2. PP. 5-15.
35. Yoo M.H. Stability of superdislocations and shear faults in $L1_2$ ordered alloys // Acta Metallurgica. 1987. V. 35. PP. 1559-1570.
36. Voter A.F., Chen S.P. Accurate Interatomic Potentials for Ni, Al and Ni_3Al // MRS Symposia Proceedings, Warrendale, PA. 1987. V. 82. PP. 175-180.
37. Chen S.P., Srolovitz D.J., Voter A.F. Computer simulation on surfaces and [001] symmetric tilt grain boundaries in Ni, Al, and Ni_3Al // Journal of Materials Research. 1989. V. 4. PP. 62-77.
38. Vitek V., Ackland G.J., Cserti J. Atomistic modeling of extended defects in metallic alloys: Dislocations and Grain Boundaries in $L1_2$ Compounds // MRS Symposia Proceedings, Pittsburg, Pennsylvania, 1991. V. 186. PP. 237-251.
39. Michelon M.F., Antonelli A. Nonphysical thermodynamical phases in $L1_2$ intermetallic alloys from semiempirical tight-binding potentials // Computational Materials Science. 2008. V. 42. PP. 68-73.
40. Fu C.L., Yoo M.H. All-electron total-energy theory of crystal elasticity: $L1_2$ -ordered alloys // Philosophical Magazine Letters. 1988. V. 58 PP. 199-204.
41. Fu C.L., Yoo M.H. Stacking Fault Energies, Crystal Elasticity and Their Relation to the Mechanical Properties of $L1_2$ -Ordered Alloys// MRS Symposia Proceedings. Pittsburg, 1989. V. 133. PP. 81-86.
42. Rossengaard N.M., Skriver H.L. Ab initio study of antiphase boundaries and stacking faults in $L1_2$ and $D0_{22}$ compounds // Physical Review B. 1994. V. 50. PP. 4848-4858.
43. Karnthaler H.P., Muhlbacher E.T., Rentenberger C. The influence of the fault energies on the anomalous mechanical behaviour of Ni_3Al alloys // Acta Materialia. 1996. V. 44. PP. 547-560.

44. Hemker K., Mills M.J. Measurements of antiphase boundary and complex stacking fault energies in binary and B-doped Ni₃Al using TEM // Philosophical Magazine A. 1993. V. 68. PP. 305-324.

45 Kruml T., Conforto E., Piccolo B.L., Caillard D., Martin J.L. From dislocation cores to strength and work-hardening: a study of binary Ni₃Al // Acta Materialia. 2002. V. 50. PP. 5091-5101.

46. Knowles D.M., Chen Q.Z. Superlattice stacking fault formation and twinning during creep in γ/γ' single crystal superalloy CMSX-4 // Materials Science and Engineering: A. 2003. V. 340. PP. 88-102.

47. Veyssiere P. Ordered Intermetallics - Physical Metallurgy and Mechanical Behaviour // Liu C.T., Cahn R.W. Eds. Dordrecht: Kluwer Academic Publishers, 1992. 165p.

48. Veyssiere P., Douin J., Beauchamp P. On the presence of super lattice intrinsic stacking faults in plastically deformed Ni₃Al // Philosophical Magazine A. 1985. V. 51. PP. 469-483.

49. Douin J., Veyssiere P., Beauchamp P. Dislocation line stability in Ni₃Al // Philosophical Magazine A. 1986. V. 54. PP. 375-393.

50. Dimiduk D.M., Thompson A.W., Williams J.C. The compositional dependence of antiphase-boundary energies and the mechanism of anomalous flow in Ni₃Al alloys // Philosophical Magazine A. 1993. Vol. 67. PP. 675-698.

51. Rae C.M.F, Hillier G.S. *не опубликовано*

52. Finnis M.W., Sinclair J.E. A simple empirical N-body potential for transition metals // Philosophical Magazine A. 1984. V.50. PP. 45-55.

53. Cleri F., Rosato V. Tight-binding potentials for transition metals and alloys // Physical Review B. 1993. V. 48. PP. 22-33.

54. Papanicolaou N.I., Chamati H., Evangelakis G.A., Papaconstantopoulos D.A. Second-moment interatomic potential for Al, Ni and Ni–Al alloys, and molecular dynamics application // Computational Materials Science. 2003. V. 27. PP. 191-198.

55. Schoeck G., Kohlhammer S., Fahnle M. Planar dissociations and recombination energy of $[1\bar{1}0]$ superdislocations in Ni_3Al : generalized Peierls model in combination with *ab initio* electron theory // Philosophical Magazine Letters. 1999. V. 79. PP. 849-857.

56. Paxton A.T., Sun Y.Q. The role of planar fault energy in the yield anomaly in Ni_3Al intermetallics // Philosophical Magazine A. 1998. V. 78. PP. 85-104.

УДК 669

Исследование характеристик малоциклового усталости жаропрочного деформируемого сплава ВЖ175

Ходинев И.А.; Горбовец М.А.; Монин С. А.; Рыжков П.В.

lab33@viam.ru

Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Государственный научный центр Российской Федерации (НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ)

Аннотация:

Исследована малоцикловая усталость при «жестком» цикле нагружения и при «мягком» цикле нагружения жаропрочного деформируемого сплава ВЖ175 при комнатной и двух эксплуатационных температурах при трех коэффициентах асимметрии. Испытания проведены при синусоидальном цикле нагружения с частотой 1 Гц. Проведено сопоставление напряжения при «мягком» и «жестком» циклах нагружения. Проведено сравнение кривой усталости и априорных кривых, полученных с использованием характеристик кратковременной прочности.

Ключевые слова:

малоцикловая усталость, жаропрочный сплав, деформируемый сплав, никелевый сплав, уравнение Басквина-Мэнсона-Коффина, МЦУ, прогнозирование характеристик сопротивления усталости, коэффициент асимметрии

Введение

Жаропрочные никелевые сплавы активно используют при производстве рабочих лопаток турбин газотурбинных двигателей (далее ГТД), а также лопаток турбин стационарных газотурбинных установок, поскольку эти сплавы обладают соответствующими характеристиками прочности в эксплуатационных условиях. Разработка жаропрочных сплавов на основе никеля связана с требованием повышения температурной работоспособности и сохранением физико-механических свойств материала при воздействии различных факторов является актуальной задачей [1-10]. Исследуемый жаропрочный сплав на основе никеля используют для изготовления дисков турбин, а также других деталей ротора ГТД и ГТУ.

Для деталей, подверженных циклическому нагружению, определяют характеристики мало- и многоциклового усталости. Малоцикловая усталость (далее МЦУ) характеризуется напряжениями, превышающими предел текучести материала. В процессе проведения испытаний на МЦУ контролируют один из параметров – размах напряжения или полной деформации за цикл. Контролируемый параметр остается неизменным на протяжении всего испытания, а второй параметр меняется. Нагружение при контроле деформации называется «жестким», а при контроле нагрузки – «мягким».

В настоящей работе определены свойства МЦУ сплава ВЖ175 и при «жестком», и при «мягком» нагружении при трех коэффициентах асимметрии цикла. При проведении анализа результатов испытаний определены пределы выносливости, получены характеристики рассеяния экспериментальных значений. Проанализированы зависимости этих величин от температуры испытания и коэффициента асимметрии. Произведено сопоставление экспериментальных значений долговечности с априорными деформационными кривыми, спрогнозированными на основе характеристик кратковременной прочности. Проведено сопоставление напряжений,

задаваемых при «мягком» цикле нагружения с напряжениями, возникающими при «мягком» цикле нагружения на одинаковых уровнях долговечности.

Работа была выполнена в рамках реализации комплексной научной проблемы 2.2. «Квалификация и исследование материалов» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [5].

Материалы и методы

Исследуемый сплав ВЖ175 на основе никеля относится к классу дисперсно-твердеющих. Образцы из сплава получены после вакуумно-индукционной выплавки с переплавом в вакуумной дуговой печи, изотермической штамповки на воздухе несколько переходов и стандартной термической для данного материала обработки (закалки и двойного старения) [11-13].

Испытания на МЦУ были проведены в соответствии с ГОСТ 25.502 [14] и ASTM E606 [15]. При испытаниях на малоцикловую усталость использованы гладкие цилиндрические образцы с диаметром рабочей части 5 мм и длиной рабочей части 15 мм, соответствующие требованиям ASTM E606. Испытания были проведены на сервогидравлическом универсальном испытательном оборудовании серии LFV-100 фирмы Walter+Bai. Контроль полной деформации был осуществлен с помощью высокотемпературного экстензометра с керамическими щупами. Поддержание заданной температуры испытаний осуществлялось при помощи трехзонных электрических печей [16].

Образцы испытывались при трех температурах: 20°C, 650 °C и 750 °C. При одной температуре и одном коэффициенте асимметрии было испытано по от 15 до 25 образцов на нескольких уровнях амплитуд деформации. Испытания проводились при трех коэффициентах асимметрии ($R=0, 0.5, -1$), синусоидальной форме цикла, частоте нагружения $f = 1$ Гц и для «мягкого», и

для «жесткого цикла нагружения. При проведении испытаний определялось число циклов до разрушения N_p . Для испытаний при «жестком» цикле производилась регистрация напряжений в течение всего испытания, производилась запись петель гистерезиса. Критериями окончания испытания являлись:

- падение напряжения более чем на 50%
- разделение образца на две части.

Результаты и обсуждение

Для аппроксимации зависимости числа циклов до разрушения от заданной деформации или заданного напряжения, в соответствии с рекомендациями РЦ АП-33.15-1 [17], могут быть использованы степенная и экспоненциальная модели:

$$N_f = A \cdot \Delta \varepsilon^B; N_f = C \cdot \Delta \sigma^D \quad (1)$$

$$N_f = \alpha \cdot \exp(\beta \Delta \varepsilon); N_f = \gamma \cdot \exp(\delta \Delta \sigma), \quad (2)$$

где N_f – число циклов до разрушения, $\Delta \varepsilon$ – размах полной деформации, $\Delta \sigma$ – размах напряжения, $A, B, C, D, \alpha, \beta, \gamma, \delta$ – коэффициенты.

В процессе обработки результатов испытаний было выявлено, что для большинства испытаний аппроксимация уравнением (1) характеризуется меньшим среднеквадратичным отклонением (далее СКО) экспериментальных результатов от линии регрессии [17]:

$$S(\lg N) = \sqrt{\frac{1}{n-2} \sum_{i=1}^n (\lg N_i - \overline{\lg N_i})^2}, \quad (5)$$

где n – количество экспериментальных точек $\lg N_i$ – экспериментальные логарифмы долговечностей, $\overline{\lg N_i}$ – логарифмы долговечностей, определенные по регрессионной зависимости для заданного уровня напряжения или деформации.

Поэтому было принято решение для аппроксимации экспериментальных данных использовать степенную модель (1). После

логарифмирования обеих частей уравнения (1) была получена линейная зависимость:

$$\lg N_f = a + b \lg \Delta \varepsilon; \lg N_f = c + d \cdot \lg \Delta \sigma, \quad (3)$$

где a, b, c, d – коэффициенты регрессии.

В результате регрессионного анализа экспериментальных данных, полученных при девяти режимах испытаний (трех температурах: 20 °С, 650 °С, 750 °С; трех коэффициентах асимметрии: $R = 0$, $R = 0.5$, $R = -1$), были построены линии средних значений $\lg N_f$, соответствующих вероятности разрушения 50% (рисунки 2-7). Также определены коэффициенты линейной регрессии a и b , средние значения предела МЦУ на базе 10^4 циклов и СКО (таблица 1 для «жесткого» цикла нагружения и таблица 2 для «мягкого» цикла нагружения).

Таблица 1 - Параметры линии регрессии при «жестком» цикле нагружения

Температура, °С	Коэффициент асимметрии R	Коэффициенты линейной регрессии		Предел выносливости $\Delta \varepsilon$, % (на базе $N=10^4$ циклов)	СКО (5)
		a	b		
20	-1	5,70	-3,38	1,00	0,263
	0	5,80	-3,96	0,90	0,185
	0,5	5,34	-2,8	0,94	0,107
650	-1	8,4	-9,42	0,96	0,509
	0	7,51	-8,02	0,88	0,523
	0,5	7,91	-9,27	0,84	0,388
750	-1	7,14	-7,32	0,86	0,385
	0	7,70	-8,85	0,84	0,439
	0,5	7,10	-7,99	0,78	0,551

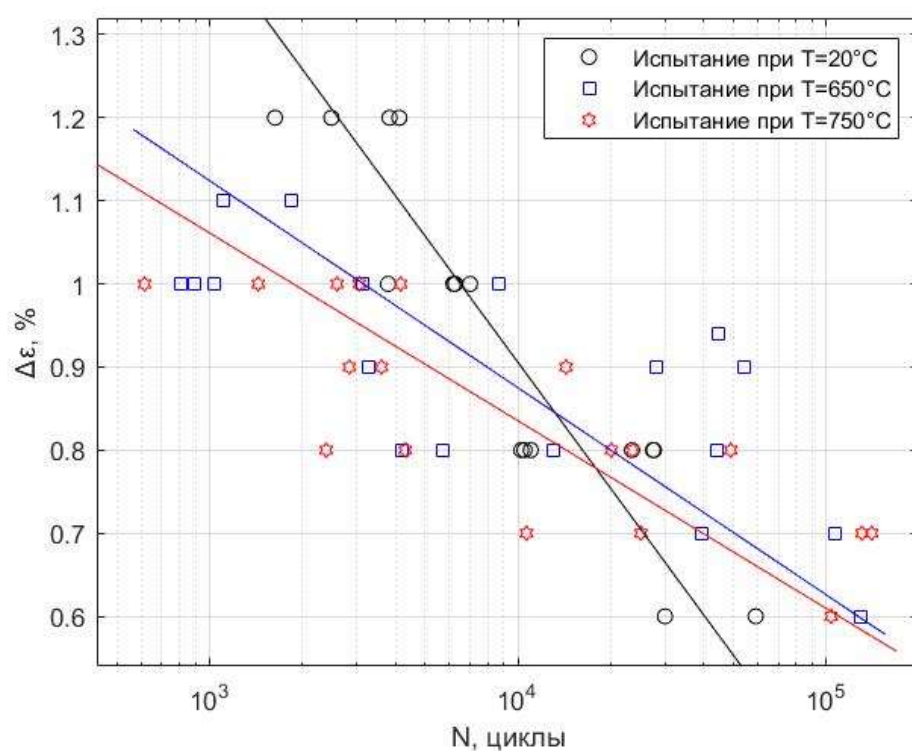


Рисунок 2 - Линии регрессии при $R_{\epsilon} = 0$ при «жестком» цикле нагружения

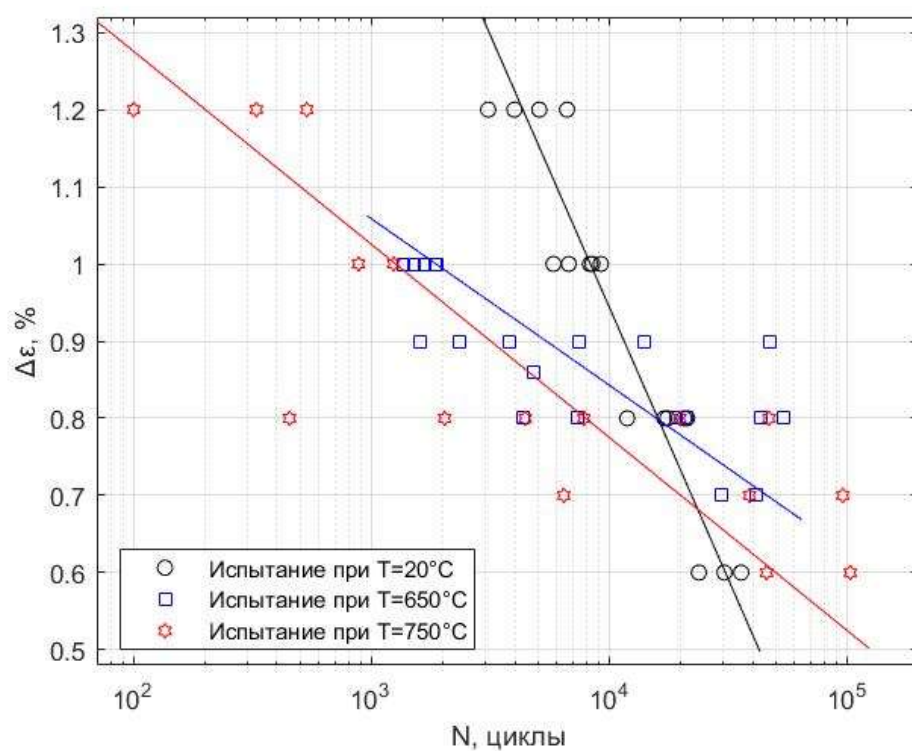


Рисунок 3 - Линии регрессии при $R_{\epsilon} = 0,5$ при «жестком» цикле нагружения

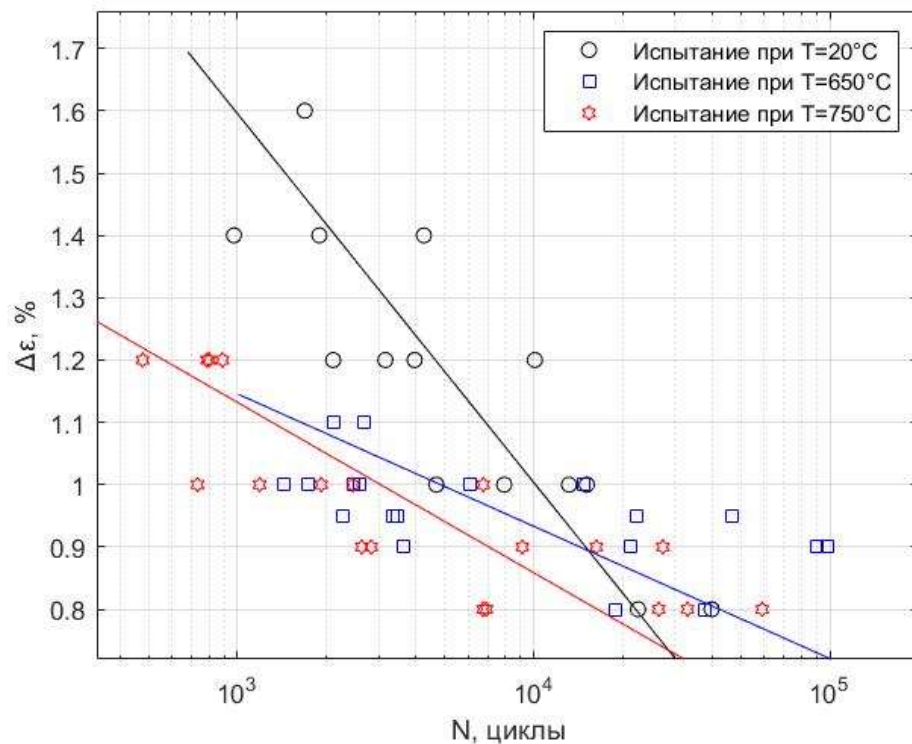


Рисунок 4 - Линии регрессии при $R_e = -1$ при «жестком» цикле нагружения

В результате регрессионного анализа экспериментальных данных испытаний при «жестком» цикле нагружения было установлено следующее:

- для всех трех исследуемых коэффициентов асимметрии повышение температуры вызывает снижение предела выносливости на базе 10^4 циклов – на 3-5 % при повышении температуры испытания от 20°C до 650°C и на 4-10 % при повышении температуры испытания от 650 до 750 °C
- для всех трех температур при сравнении размахов деформации $\Delta\epsilon$ наибольшим пределом выносливости на базе 10^4 циклов характеризуется коэффициент асимметрии $R = -1$. Наименьшим пределом выносливости на базе 10^4 циклов для комнатной температуры испытаний характеризуется коэффициент асимметрии $R = 0$, а для эксплуатационных температур – коэффициент асимметрии $R = 0.5$.
- пределы выносливости на базе 10^4 циклов для комнатной и эксплуатационных температур отличаются не более чем на 15%, однако коэффициент наклона линии регрессии b при увеличении температуры до

эксплуатационной возрастает в 2-3 раза. Это говорит о том, что при рассмотрении больших баз разница пределов выносливости имеет тенденцию к увеличению. Приведенные графические представления зависимостей подтверждают это утверждение.

- СКО, характеризующее рассеяние экспериментальных значений, значительно повышается при эксплуатационных температурах по сравнению с комнатной. Зависимость СКО от коэффициента асимметрии не прослеживается.

Таблица 2 - Параметры линии регрессии при «мягком» цикле нагружения

Температура, °C	Коэффициент асимметрии R	Коэффициенты линейной регрессии		Предел выносливости $\Delta\sigma$, МПа (на базе $N=10^4$ циклов)	СКО (5)
		a	b		
20	-1	14,82	-0,011	1 970	0,827
	0	7,50	-0,005	1 320	0,104
	0,5	12,86	-0,024	728	1,040
650	-1	14,65	-0,012	1 580	0,465
	0	12,10	-0,013	1 220	0,451
	0,5	11,01	-0,021	670	0,505
750	-1	11,05	-0,009	1 550	0,209
	0	11,98	-0,015	1 050	0,268
	0,5	10,80	-0,027	500	0,362

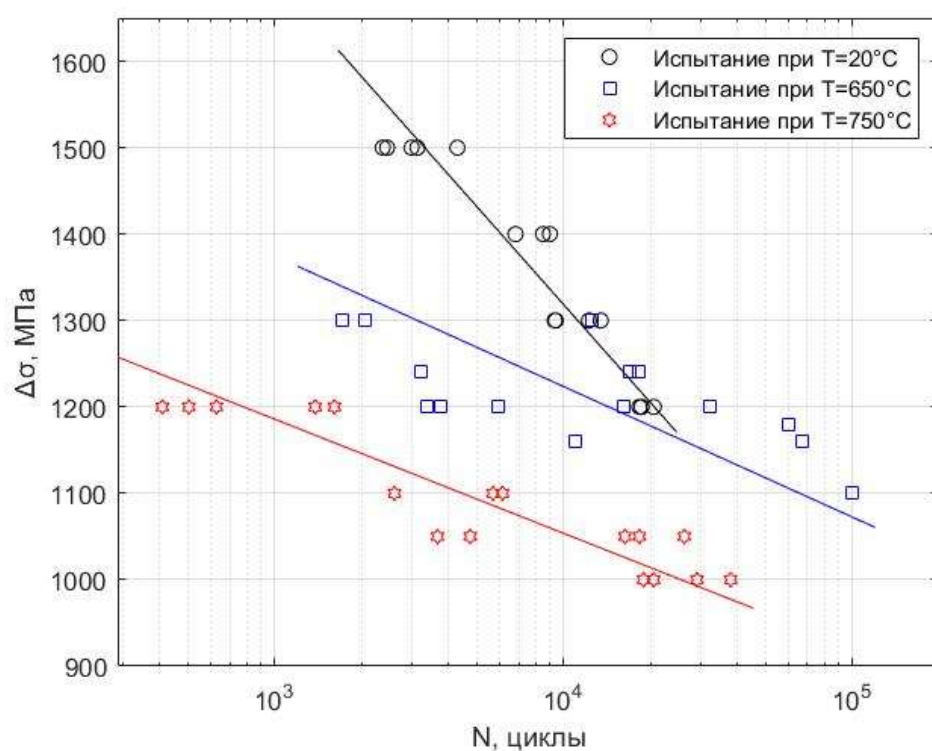


Рисунок 5 - Линии регрессии при $R_\sigma = 0$ при «мягком» цикле нагружения

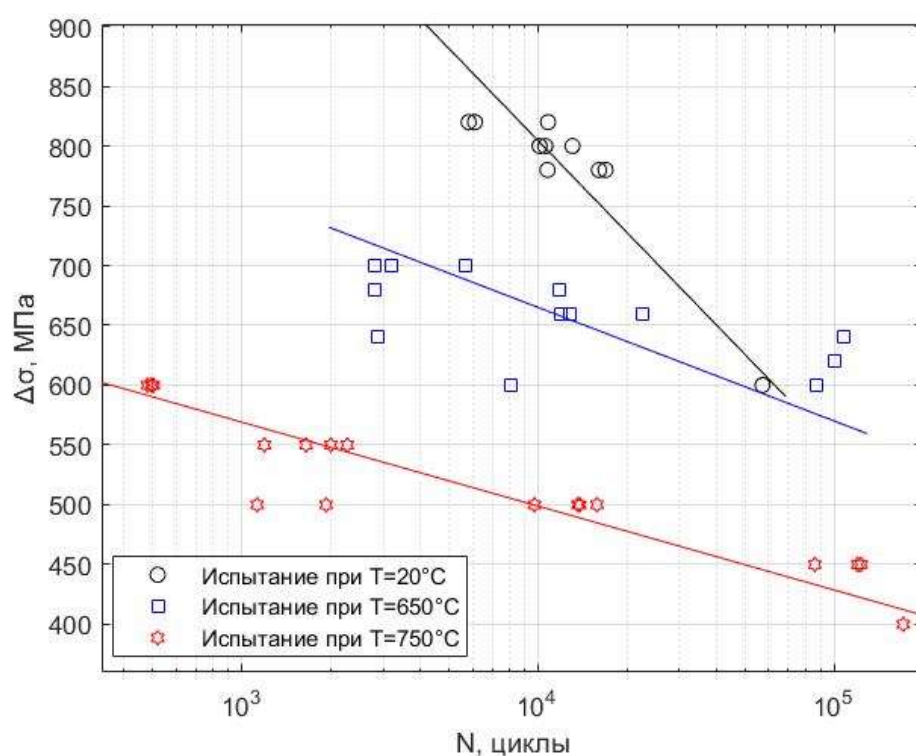


Рисунок 6 - Линии регрессии при $R_\sigma = 0,5$ при «мягком» цикле нагружения

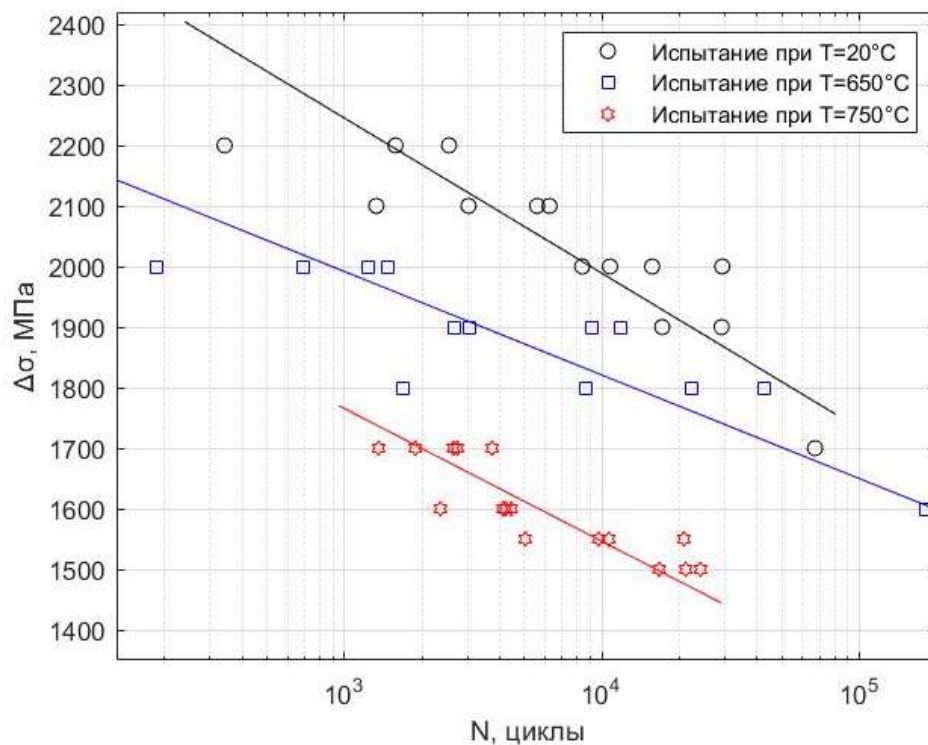


Рисунок 7 - Линии регрессии при $R_{\sigma} = -1$ при «мягком» цикле нагружения

В результате регрессионного анализа экспериментальных данных испытаний при «мягком» цикле нагружения было установлено следующее:

- для всех трех исследуемых коэффициентов асимметрии повышение температуры вызывает снижение предела выносливости на базе 10^4 циклов – на 30 % при повышении температуры испытания от 20°C до 650°C и на 4-10 % при повышении температуры испытания от 650 до 750 °C
- для всех трех температур при сравнении амплитуд деформации σ_a наибольшим пределом выносливости на базе 10^4 циклов характеризуется коэффициент асимметрии $R=-1$. При переходе к коэффициенту асимметрии $R=0$ предел выносливости снижается на ~30%, а при переходе к $R=0,5$ – на 60%
- при всех трех исследуемых температурах коэффициент асимметрии $R=0.5$ характеризуется значительно большим наклоном линии регрессии, чем другие коэффициенты асимметрии
- СКО, характеризующее рассеяние экспериментальных значений, при температуре 650 °C вдвое выше, чем при температуре 750 °C

Испытания при «жестком» цикле нагружения были проведены при регистрации напряжений. Исследования поведения материала при «жестком» нагружении [12] показали, что максимальное и минимальное напряжения большую часть испытания практически не меняются, поэтому для каждого испытания напряжения при количестве циклов $N_f/2$ были зафиксированы как характерные для соответствующего уровня размаха деформации.

При «жестком» цикле нагружения при коэффициентах асимметрии $R_\epsilon = 0$ и $R_\epsilon = 0.5$ коэффициент асимметрии по медианным напряжениям R_σ (при числе циклов $N_f/2$) меняется в широком диапазоне, тогда как при $R_\epsilon = -1$ коэффициент асимметрии по напряжениям тоже колеблется около значения $R_\sigma = -1$ (рисунок 8). В связи с этим были сопоставлены напряжения, возникающие при «жестком» цикле нагружения при коэффициенте асимметрии $R_\epsilon = -1$, и напряжения, задаваемые при «мягком» цикле нагружения при коэффициенте асимметрии $R_\sigma = -1$ (рисунок 9).

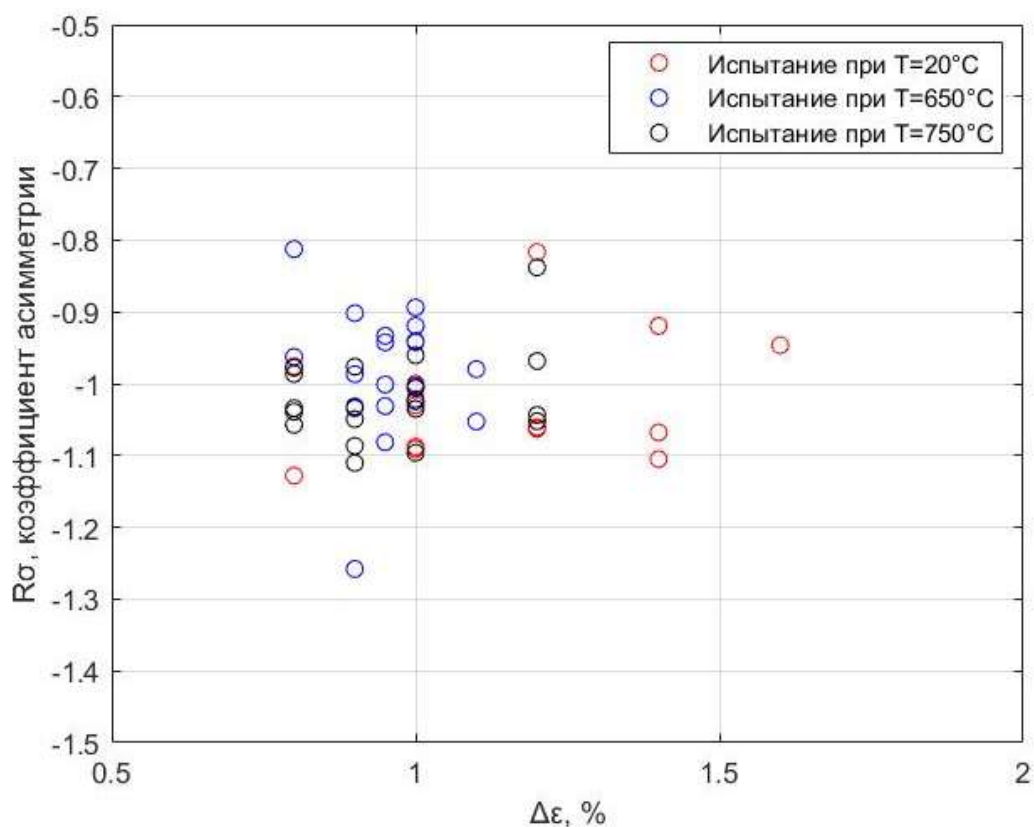


Рисунок 8 - Коэффициент асимметрии по медианным напряжениям R_σ при «жестком» цикле нагружения с коэффициентом асимметрии $R_\epsilon = -1$

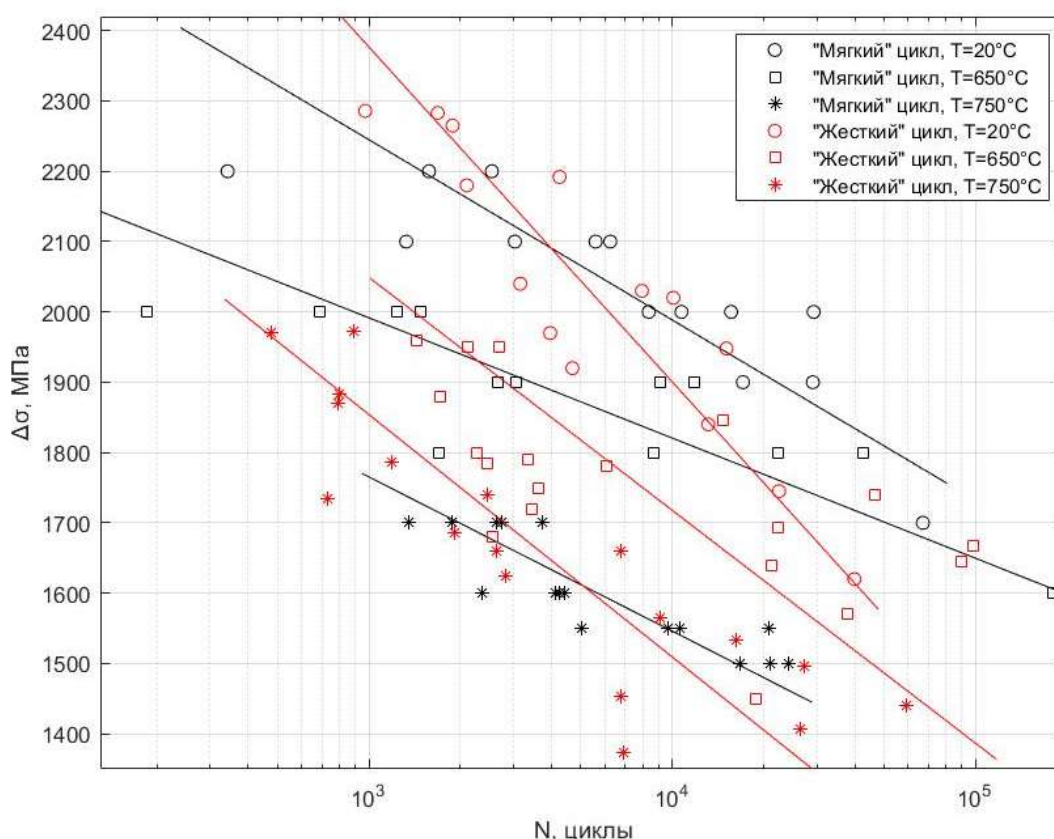


Рисунок 9 - Сопоставление напряжений при «жестком» и «мягком» циклах нагружения

В результате сопоставления линий регрессии при «жестком» и «мягком» циклах нагружения было установлено следующее:

- при комнатной и эксплуатационных температурах предел выносливости на базе 10^4 циклов, определенный по линии регрессии при «мягком» цикле нагружения, выше на 2-6%, чем предел, определенный при помощи регрессионного анализа медианных напряжений, возникающих при «жестком» цикле нагружения
- при всех трех рассмотренных температурах линии регрессии, построенные по медианным напряжениям при «жестком» цикле нагружения, характеризуются большим углом наклона, чем линии регрессии при «мягком» цикле нагружения

Деформационные подходы, используемые для исследования усталости металлов, основываются на разделении амплитуды деформации на упругую и пластическую составляющие [18-21]:

$$\begin{aligned}\varepsilon_{ae} &= \frac{\sigma'_f}{E} \cdot (N_p)^b, \\ \varepsilon_{ap} &= \varepsilon'_f \cdot (N_p)^c\end{aligned}\quad (7)$$

Уравнение Басквина-Мэнсона-Коффина, связывающее амплитуду полной деформации и количество циклов до усталостного разрушения, имеет вид:

$$\varepsilon_a = \frac{\sigma'_f}{E} \cdot (N_p)^b + \varepsilon'_f \cdot (N_p)^c, \quad (8)$$

где ε_a – амплитуда полной деформации, N_p – количество циклов до усталостного разрушения, σ'_f – коэффициент усталостной прочности, ε'_f – коэффициент усталостной пластичности, b – экспонента усталостной прочности, c – экспонента усталостной пластичности, E – модуль упругости. Это выражение справедливо для случая нагружения с коэффициентом асимметрии $R_\varepsilon = -1$. Существует ряд обобщений этого выражения на случай произвольного коэффициента асимметрии [22]. В настоящей работе используется выражение Смита, Уэстона и Топпера:

$$\varepsilon_a = \frac{\sigma'_f}{E} \cdot \left(N_p \cdot \left(\frac{1-R}{2} \right)^{\frac{1}{2b}} \right)^b + \varepsilon'_f \cdot \left(N_p \cdot \left(\frac{1-R}{2} \right)^{\frac{1}{2b}} \right)^c, \quad (9)$$

где R – коэффициент асимметрии.

Прогнозирование усталостных свойств используют для планирования испытаний – оценки уровней нагружения, соответствующих интересуемым испытателя долговечностям. В настоящей работе были рассмотрены три широко применяемых метода определения коэффициентов уравнения (7) для прогнозирования деформационных кривых усталости: метод универсальных наклонов Мэнсона, модифицированный метод универсальных наклонов Муралидхарана-Мэнсона, метод четырехточечной корреляции Мэнсона [23, 24].

Способы определения коэффициентов уравнения Басквина-Мэнсона-Коффина, предложенные в вышеперечисленных методах, представлены в таблице 3. Здесь σ_B – предел прочности, ε_f – пластическая деформация при статическом разрушении, ψ – относительное сужение.

Таблица 3 - Методы определения коэффициентов уравнения Басквина-Мэнсона-Коффина.

Название метода	Выражения для коэффициентов уравнения (9)
Метод универсальных наклонов (Мэнсон) [23]	$\sigma'_f = 1,9018\sigma_B; \quad b = -0,12; \quad c = -0,6;$ $\varepsilon'_f = 0,7579 \left[\ln \left(\frac{1}{1-\psi} \right) \right]^{0,6}$
Модифицированный метод универсальных наклонов (Муралидхаран-Мэнсон) [24]	$\sigma'_f = 0,623E \left(\frac{\sigma_B}{E} \right)^{0,832}; \quad b = -0,09; \quad c = -0,56;$ $\varepsilon'_f = 0,019 \cdot \varepsilon_f^{0,155} \left(\frac{\sigma_B}{E} \right)^{-0,53}$
Метод четырехточечной корреляции (Мэнсон) [23]	$\sigma'_f = 1,25\sigma_f \cdot 2^b; \quad \sigma_f \cong \sigma_B(1 + \varepsilon_f);$ $\varepsilon'_f = \frac{0,125}{20^c} \left[\ln \left(\frac{1}{1-\psi} \right) \right]^{3/4}$ $b = \frac{\lg(0,36 \cdot \sigma_B / \sigma_f)}{5,6}$ $c = \frac{1}{3} \lg \frac{0,0066 - \sigma'_f (2 \cdot 10^4)^b / E}{0,239 \left\{ \ln \left(\frac{1}{1-\psi} \right) \right\}^{3/4}}$

Спрогнозированные вышеперечисленными методами деформационные кривые были построены для жаропрочного сплава ВЖ175. Характеристики, необходимые для построения прогнозируемых деформационных кривых усталости, были получены из испытаний на кратковременную прочность. Экспериментальные значения долговечностей, линии регрессии и спрогнозированные по результатам статических испытаний графики зависимостей долговечности от размаха деформации представлены на рисунках 10-15.

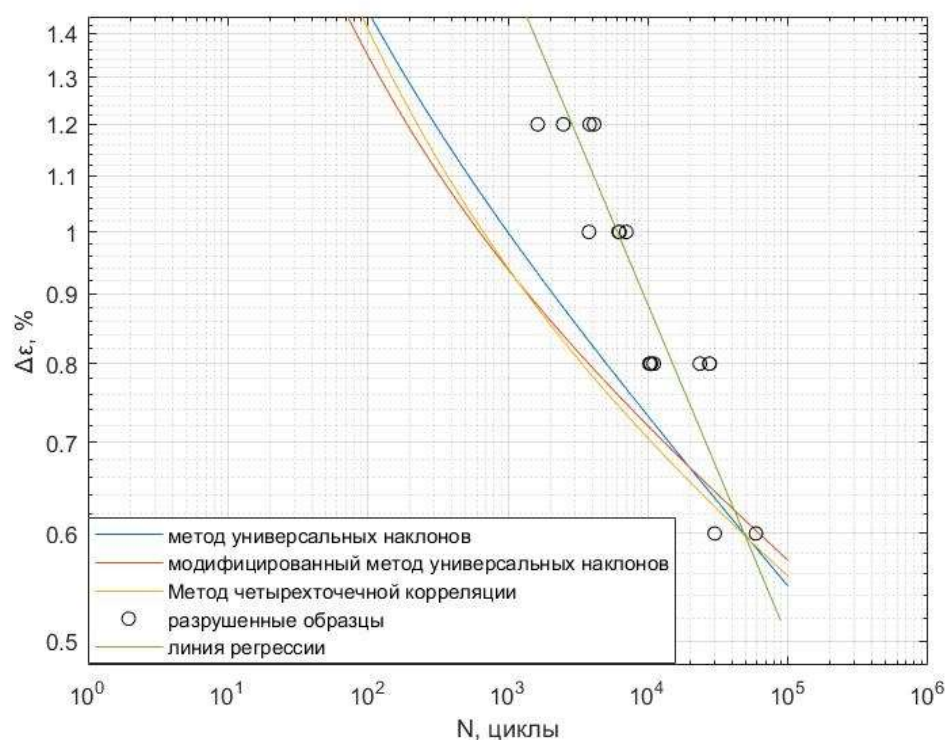


Рисунок 10 - Априорные кривые при $R_\epsilon = 0$, $T=20^\circ\text{C}$

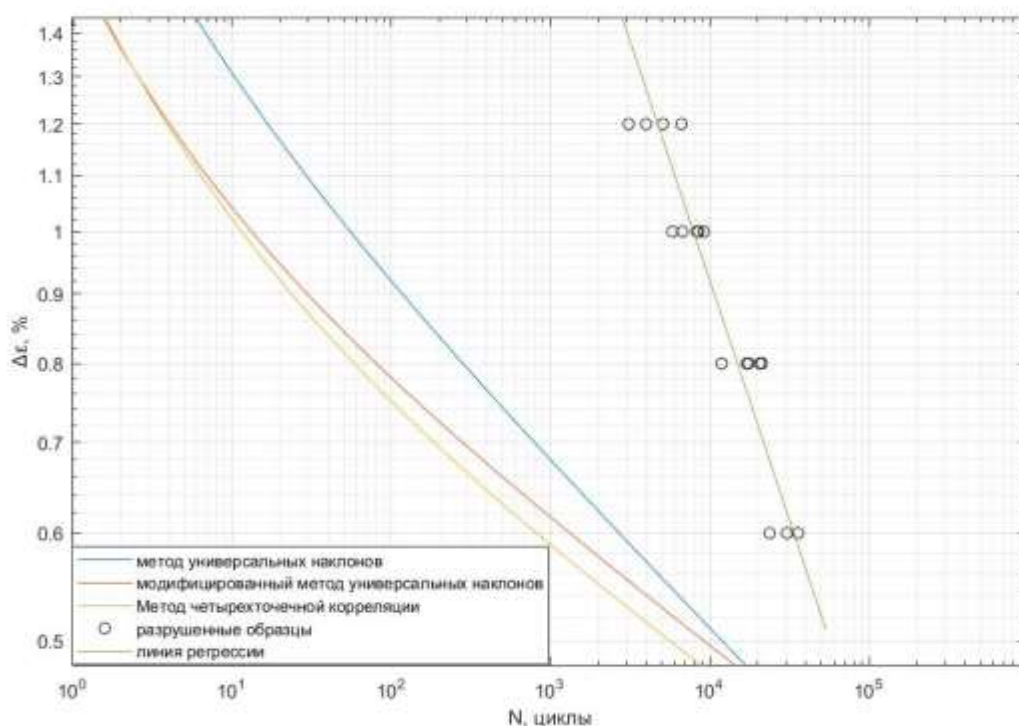


Рисунок 11 - Априорные кривые при $R_\epsilon = 0,5$, $T=20^\circ\text{C}$

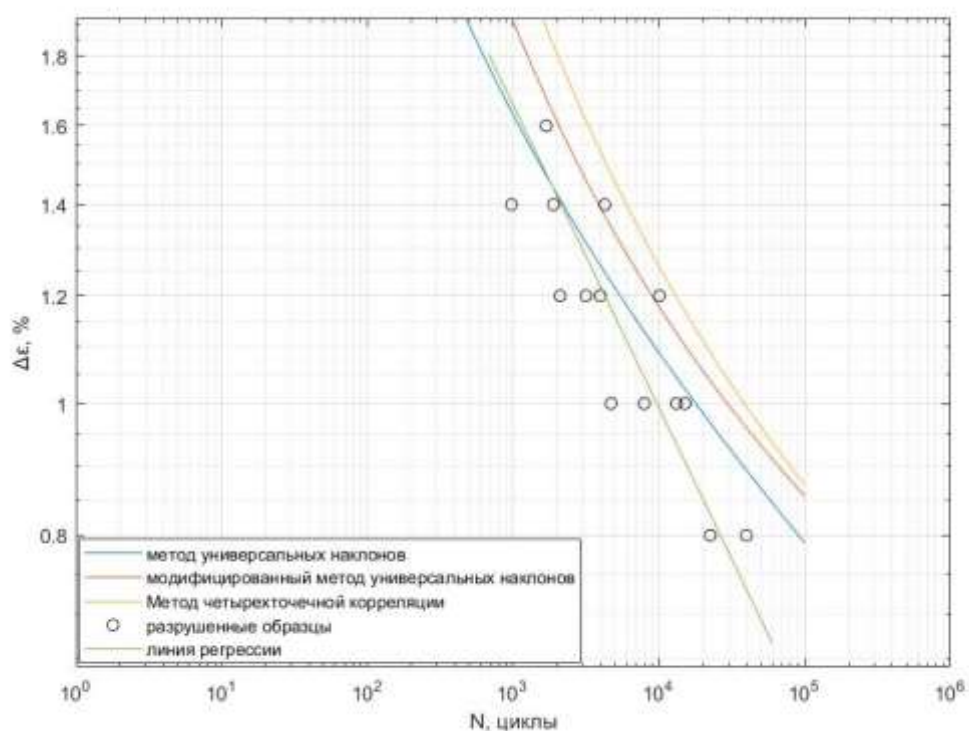


Рисунок 12 - Априорные кривые при $R_\epsilon = -1$, $T=20^\circ\text{C}$

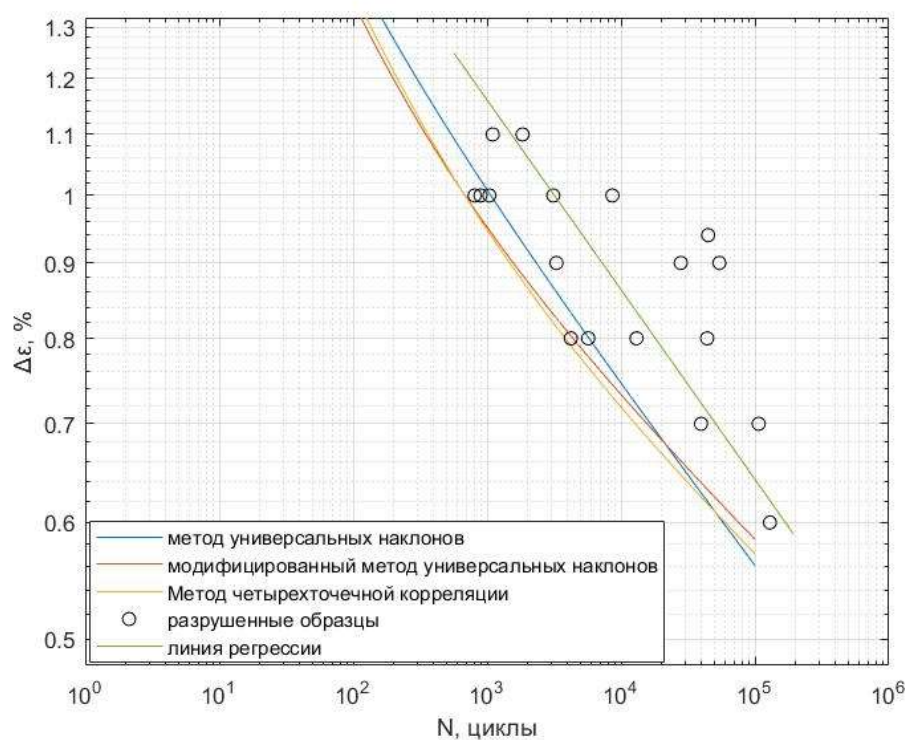
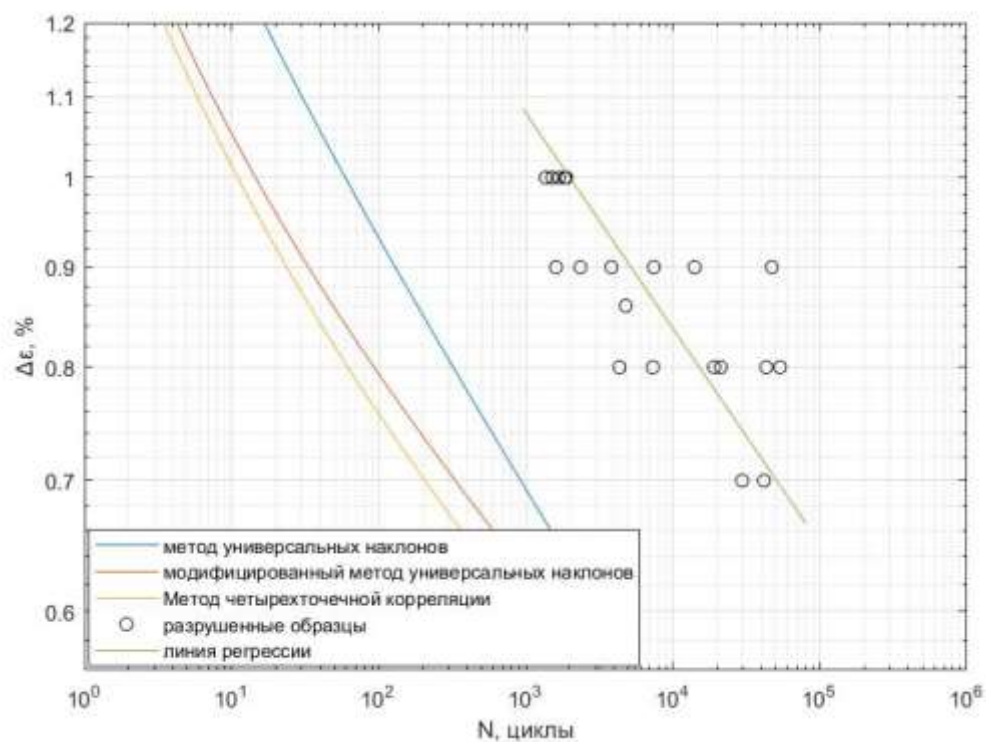


Рисунок 13 - Априорные кривые при $R_\epsilon = 0$, $T=650^\circ\text{C}$



*9

Рисунок 14 - Априорные кривые при $R_\epsilon = 0,5$, $T=650^\circ\text{C}$

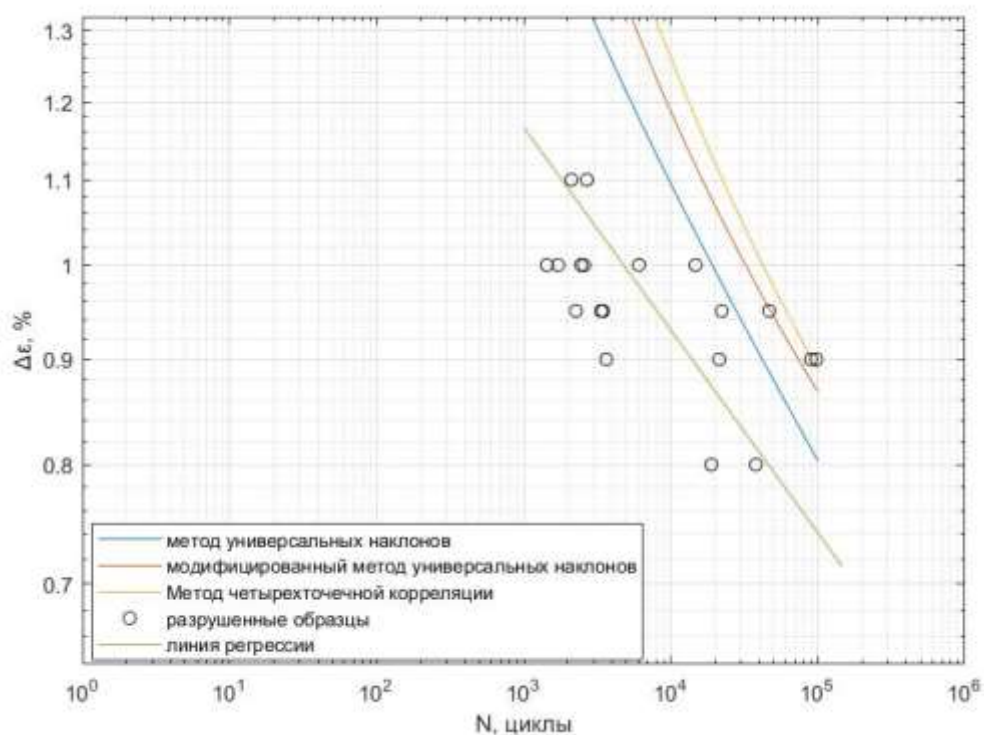


Рисунок 15 - Априорные кривые при $R_\epsilon = -1$, $T=650^\circ\text{C}$

При коэффициенте асимметрии $R = -1$ априорные деформационные кривые при комнатной и при эксплуатационных температурах характеризуются завышенными значениями долговечности относительно экспериментальных значений. При коэффициентах асимметрии $R = 0$ и $R = 0.5$ при комнатной и эксплуатационных температурах априорные деформационные кривые характеризуются заниженными значениями долговечности относительно экспериментальных результатов, причем при $R=0,5$ априорные кривые расположены значительно дальше от экспериментальных точек по оси долговечности, чем при коэффициентах $R = 0$ и $R = -1$. Для всех случаев метод универсальных наклонов характеризуется наиболее близкой к экспериментальным данным априорной деформационной кривой.

Из вышесказанного следует сделать следующие выводы

- рассмотренные методы прогнозирования применимы для грубой консервативной оценки усталостных свойств сплава ВЖ175 при $R = 0$; для грубой неконсервативной оценки усталостных свойств сплава ВЖ175 при $R = -1$; неприменимы для оценки усталостных свойств сплава ВЖ175 при $R = 0,5$

- из трех рассмотренных методов прогнозирования метод универсальных наклонов Мэнсона характеризуется наиболее близкими к экспериментальным значениям априорными кривыми.

Заключение

В результате анализа и сопоставления результатов испытаний на малоцикловую усталость были сделаны следующие выводы:

1) Для испытаний при «жестком» цикле нагружения

- для всех трех исследуемых коэффициентов асимметрии повышение температуры вызывает снижение предела выносливости на базе 10^4 циклов – на 3-5 % при повышении температуры испытания от 20°C до 650°C и на 4-10 % при повышении температуры испытания от 650 до 750°C

- для всех трех температур при сравнении размахов деформации $\Delta\epsilon$ наибольшим пределом выносливости на базе 10^4 циклов характеризуется коэффициент асимметрии $R=-1$. Наименьшим пределом выносливости на базе 10^4 циклов для комнатной температуры испытаний характеризуется коэффициент асимметрии $R=0$, а для эксплуатационных температур – коэффициент асимметрии $R=0.5$.

- пределы выносливости на базе 10^4 циклов для комнатной и эксплуатационных температур отличаются не более чем на 15%, однако коэффициент наклона линии регрессии b при увеличении температуры до эксплуатационной возрастает в 2-3 раза. Это говорит о том, что при рассмотрении больших баз разница пределов выносливости имеет тенденцию к увеличению. Приведенные графические представления зависимостей подтверждают это утверждение.

2) Для испытаний при «мягком» цикле нагружения

- для всех трех исследуемых коэффициентов асимметрии повышение температуры вызывает снижение предела выносливости на базе 10^4 циклов – на 30 % при повышении температуры испытания от 20°C до 650°C и на 4-10 % при повышении температуры испытания от 650 до 750°C

- для всех трех температур при сравнении амплитуд деформации σ_a наибольшим пределом выносливости на базе 10^4 циклов характеризуется коэффициент асимметрии $R=-1$. При переходе к коэффициенту асимметрии $R=0$ предел выносливости снижается на $\sim 30\%$, а при переходе к $R=0,5$ – на 60%

- при всех трех исследуемых температурах коэффициент асимметрии $R=0.5$ характеризуется значительно большим наклоном линии регрессии, чем другие коэффициенты асимметрии

3) При сопоставлении результатов испытаний при «мягком» и «жестом» циклах нагружения:

- при комнатной и п температурах предел выносливости на базе 10^4 циклов, определенный по линии регрессии при «мягком» цикле нагружения, выше на 2-6%, чем предел, определенный при помощи регрессионного анализа медианных напряжений, возникающих при «жестком» цикле нагружения

4) При анализе априорных кривых:

- рассмотренные методы прогнозирования применимы для грубой консервативной оценки усталостных свойств сплава ВЖ175 при $R = 0$; для грубой неконсервативной оценки усталостных свойств сплава ВЖ175 при $R=-1$; неприменимы для оценки усталостных свойств сплава ВЖ175 при $R=0,5$

- из трех рассмотренных методов прогнозирования метод универсальных наклонов Мэнсона характеризуется наиболее близкими к экспериментальным значениям априорными кривыми

Список использованных источников

1. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Петрушин Н.В., Висик Е.М. Монокристаллический жаропрочный никелевый сплав нового поколения с низкой плотностью // Авиационные материалы и технологии. 2015. №2. С. 14-25. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-2-14-25.

2. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Петрушин Н.В. Новый монокристаллический интерметаллидный жаропрочный сплав на основе γ' -фазы для лопаток ГТД // Авиационные материалы и технологии. 2015. №1 (34). С. 34-40. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-34-40

3. Петрушин Н.В., Оспенникова О.Г., Светлов И.Л. Монокристаллические жаропрочные никелевые сплавы для турбинных лопаток перспективных ГТД. // Авиационные материалы и технологии. 2017. № S. С. 72-103. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-72-103

4. Оспенникова О.Г. Тенденции создания жаропрочных никелевых сплавов низкой плотности с поликристаллической и монокристаллической структурой. // Авиационные материалы и технологии. 2016. № 1. С. 3-19. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-1-3-19.
5. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. №1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33
6. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Ломберг Б.С., Сидоров В.В. Приоритетные направления развития технологий производства жаропрочных материалов для авиационного двигателестроения // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2013. №3. С. 47-54.
7. Голубовский Е.Р., Светлов И.Л., Петрушин Н.В., Черкасова С.А., Волков М.Е. Малоцикловая усталость монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов при повышенных температурах // Деформация и разрушение материалов. 2009. №8. С. 41–48.
8. Горбовец М.А., Базылева О.А., Беляев М.С., Ходинев И.А. Малоцикловая усталость монокристаллического интерметаллидного сплава типа ВКНА в условиях «жесткого» нагружения // Металлург. 2014. №8. С. 111–114.
9. Ходинев И.А., Монин С.А. Анизотропия характеристик малоциклового усталости монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн., 2020. № 10 (92). Ст. 97-105. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 01.05.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-10-97-105.
10. Zhong Z., Gu Y., Yuan Y. et al. On the low cycle fatigue behaviour of a Ni-based superalloy containing high Co and Ti contents // Materials Science and Engineering. 2012. Vol. A552. P. 434–443.

11. Ломберг Б.С., Овсепян С.В., Бакрадзе М.М., Мазалов И.С. Высокотемпературные жаропрочные сплавы для деталей газотурбинных двигателей // Авиационные материалы и технологии. 2012. № 5. С 52-57.
12. Беляев М.С., Горбовец М.А., Бакрадзе М.М. Изменение параметров упругопластического деформирования в процессе испытаний на МЦУ при жестком нагружении жаропрочного сплава ВЖ175 // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн., 2015. № 12. Ст. 4. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 01.05.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-12-4-4.
13. Ломберг Б.С., Шестакова А.А., Летников М.Н., Бакрадзе М.М. Влияние температуры и напряжений на характер наночастиц γ' -фазы в сплаве ВЖ175-ИД // Жаропрочные стали и сплавы. Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн., 2019. № 12 (84). Ст. 3-10. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 01.05.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-12-3-10.
14. ГОСТ 25.502. Расчеты и испытания на прочность в машиностроении. Методы механических испытаний металлов. Методы испытаний на усталость. М: Издательство стандартов. 1986. 34 с.
15. ASTM E606/ E606M -19 Standard Test Method for Strain-Controlled Fatigue Testing. American Society for Testing and Materials. 2018. 16 p.
16. Горбовец М.А., Ходинев И.А., Рыжков П.В. Оборудование для проведения испытаний на малоцикловую усталость при «жестком» цикле нагружения. // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн., 2018. № 9. Ст. 6. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 01.07.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-9-51-60
17. Рекомендательный циркуляр № РЦ-АП-33.15-1. Методические рекомендации по определению расчетных значений характеристик конструкционной прочности металлических материалов. М.: ОАО «Авиаиздат». 2013. С. 32-33.

18. Трощенко В.Т., Хамаза Л.А. Деформационные кривые усталости сталей и методы определения их параметров. Сообщение 1. Традиционные методы // Проблемы прочности. 2010. №6. С. 26-43.
19. Ерасов В.С., Орешко Е.И. Испытания на усталость металлических материалов (обзор) часть 2. Анализ уравнения Басквина-Мэнсона-Коффина. Методики испытаний и обработки данных // Авиационные материалы и технологии: электрон. науч.-технич. журн., 2021. №1 (62). С. 80-94. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения 15.05.2021). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-80-94
20. Ерасов В.С., Орешко Е.И. Испытания на усталость металлических материалов (обзор) часть 1. Основные определения, параметры нагружения, представление результатов испытаний //Авиационные материалы и технологии. 2020. №4 (61). С. 59-70. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-59-70
21. Radhakrishnan V.M. On bilinearity of the Coffin–Manson low-cycle fatigue relationship // International Journal of Fatigue. – 1992. 14, No.5. P. 305 – 311.
22. Norman E. Dowling. Mean Stress Effects in Stress-Life and Strain-Life Fatigue // Fatigue & Fracture of Engineering. 2009. No 32(3). P. 163-179.
23. Manson S. S. Fatigue: a Complex Subject - Some Simple Approximations // Experimental Mechanics - Journal of the Society for Experimental Stress Analysis. 1965. No.5(7). P. 193-226.
24. Muralidharan U., Manson SS. Modified Universal Slopes Equation for Estimation of Fatigue characteristics // Journal of Engineering Materials and Technology - Transactions of the American Society of Mechanical Engineers. 1988. No.110.55-8.

УДК 669.018.44:669.245

Исследование структурно-фазового состояния жаропрочных никелевых деформируемых сплавов с применением комплекса высокоразрешающих методов электронной микроскопии

Чабина Е.Б., канд. техн. наук; Филонова Е.В.; Раевских А.Н.; Зайцев Д.В.

chabinaeb@viam.ru
filonovaev@viam.ru
raevskih_anton@me.com
den65536@mail.ru

Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Государственный научный центр Российской Федерации (НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ)

Аннотация:

В докладе рассмотрены примеры исследования особенностей структуры современных жаропрочных никелевых деформируемых сплавов с применением методов количественной металлографии, растровой и просвечивающей электронной микроскопии, дифракции обратноотражённых электронов.

Ключевые слова:

жаропрочный никелевый сплав, электронная микроскопия, структурно-фазовое состояние

Введение

Создание новых современных летательных аппаратов требует постоянного повышения уровня свойств материалов, из которых они изготавливаются, что может быть достигнуто как за счёт разработки новых, так и путём совершенствования уже существующих материалов [1, 2].

В структуре газотурбинного двигателя (ГТД) доля жаропрочных никелевых и железоникелевых сплавов (литых и деформируемых) составляет около 45 %, и в течение как минимум ближайших 10-ти лет эти сплавы будут занимать заметное место в конструкциях турбин, компрессоров высокого давления, камер сгорания перспективных ГТД [3, 4]. Жаропрочные сплавы на никелевой и железоникелевой основах представляют собой многокомпонентные композиции, практически являющиеся предельными по содержанию основных легирующих элементов. При этом заложенный в них потенциал полностью не реализован [2].

Никелевые деформируемые жаропрочные сплавы являются основным материалом для изготовления одной из ответственных деталей горячего тракта авиационных двигателей - дисков турбины, и их свойства во многом определяют эксплуатационные характеристики, как ГТД, так и стационарных энергетических установок [3]. Диски турбины должны иметь высокий уровень длительной и кратковременной прочности во всём диапазоне рабочих температур; высокую пластичность при длительном и кратковременном нагружении; высокое сопротивление малоцикловой усталости (МЦУ); отсутствие чувствительности к концентраторам напряжений при статическом нагружении; стабильность структуры, т.е. отсутствие фазовых превращений, приводящих к существенному изменению служебных свойств в процессе длительной наработки [5]. Практически все перечисленные выше свойства являются структурно-чувствительными [6].

Поэтому глубокое и полное изучение структуры деформируемых жаропрочных сплавов, отработка технологических процессов формирования

заданной структуры является мощным инструментом для создания материалов с заданными свойствами, надёжных в эксплуатации. С помощью подбора оптимального химического состава, за счёт оптимального легирования и микролегирования и использования определённых технологических приёмов при изготовлении, например, штамповок для дисков ГТД происходит формирование заданного структурно - фазового состояния материала, обеспечивающего заданный уровень его свойств.

Деформируемые жаропрочные никелевые сплавы имеют поликристаллическую структуру и являются дисперсионно-твердеющими. При охлаждении из γ - твёрдого раствора, имеющего г. ц. к. решётку, выделяется когерентная γ' - фаза (интерметаллическое соединение на основе Ni_3Al), упрочняющая матрицу. Упрочнение границ зёрен достигается за счёт выделения на них карбидов типа MC на основе Nb, Ti, W, а также избирательным микролегированием бором (образует бориды типа M_6B_2 и сегрегирует на границах зёрен, вытесняя вредные примеси [7]) и редкоземельными элементами. Вероятность образования ТПУ-фаз (σ -, μ - фаз, фаз Лавеса), а также карбидов типа M_6C , приводящих к разупрочнению сплава, должна быть сведена до минимума [8].

Первые сплавы данного класса были созданы в середине XX-го века. Они были легированы хромом, титаном и алюминием и содержали около 10% упрочняющей γ' - фазы округлой формы. При их производстве контролировали только размер зерна [9].

Структура современного деформируемого жаропрочного никелевого сплава в термообработанном состоянии представляет собой зёрна γ – твёрдого раствора размером 20 – 40 мкм. В структуре наблюдается равномерное распределение крупных 2.0 – 5.0 мкм частиц γ' -фазы по границам зерен. Внутри зерна твердый раствор упрочнен мелкими частицами вторичной γ' - фазы кубической формы, размер частиц 100 – 300 нм, толщина прослоек γ – твёрдого раствора 50 - 130 нм. Размер частиц наноразмерной γ' -

фазы, расположенных в прослойках γ -твердого раствора: 10 - 70 нм. Границы зерен упрочнены частицами зернограничной γ' -фазы и вторичными карбидами и боридами на основе Mo. В сплаве также содержатся первичные карбиды MC на основе Nb и Ti [9, 10].

Современный уровень развития аналитической микроскопии, металлофизических методов исследования позволяет проводить исследования материалов на различных размерных уровнях, что даёт возможность контролировать процессы, проходящие в этих материалах при их производстве и эксплуатации [11]. 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 [12].

Цель доклада - иллюстрация возможностей современных электронномикроскопических методов исследования для комплексного изучения структурно-фазового состояния деформируемых жаропрочных никелевых сплавов на различных размерных уровнях.

Материалы и методика исследования

Исследования проводили на образцах деформируемых никелевых жаропрочных сплавов ВЖ175 и ВЖ179 и безуглеродистого литейного высокожаропрочного сплава для монокристаллического литья ЖС36-ВИ.

Размер зёрен и вторичной γ' -фазы сплава ВЖ179 определяли методом количественного металлографического анализа с применением программы Image Expert Pro 3x на компьютеризированном металлографическом комплексе фирмы «Leica». Размер зёрен определяли при увеличении $\times 100$. Для определения размера вторичной γ' -фазы использовали снимки, полученные с помощью растрового электронного микроскопа при увеличении $\times 10000$.

Исследования структуры и локального состава сплава ЖС36 в зоне межфазных границ γ/γ' проводили методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) с полуколичественным электронно-зондовым микроанализом (ЭЗМА) на фольгах на просвечивающем электронном микроскопе TECNAI F20 S-TWIN, оснащенном энергодисперсионным анализатором X-Max80 (Oxford) с энергетическим разрешением 127 эВ и диаметром зонда в сканирующем режиме 2 нм.

Структуру материалов при больших увеличениях исследовали методом растровой электронной микроскопии на электронном микроскопе Verios 460 XHR с приставкой для электронно-зондового микроанализа (X-Max^N) и приставкой для EBSD – анализа (HKL Nordlys System).

Результаты и их обсуждение

Количественный металлографический анализ сплава ВЖ179.¹ Сплав ВЖ179 в термообработанном состоянии имеет поликристаллическую структуру: зерна полиэдрической формы, в которых наблюдаются отдельные двойники. Упрочнение матрицы сплава гетерофазное (γ/γ'). Границы зёрен упрочнены зернограничными карбидами, боридами и γ' -фазой. В объёме материала содержатся первичные карбиды типа MC.

Проведено исследование влияния температуры нагрева под закалку на размер зерна сплава в полностью термообработанном состоянии. Установлено, что с повышением температуры закалки материала прутка Ø70 мм с $T < T_{п.р.\gamma'}$ (температура полного растворения γ' -фазы) до $T > T_{п.р.\gamma'}$ происходит рост размера зерна с 9 ± 0.2 до 134 ± 4 мкм. При этом рост зерна ускоряется с началом растворения γ' -фазы. Закономерности роста размера зерна с повышением температуры сохраняются при изменении диаметра исходного прутка. С увеличением диаметра прутка до 170 мм средний размер зерна увеличивается (до ≈ 150 мкм при $T = T_{п.р.\gamma'}$), с уменьшением диаметра исходного прутка до 40 мм средний размер зерна уменьшается (до ≈ 80 мкм

¹ Исследование проведено совместно с Субботиной Д.А.

при $T=T_{п.р.\gamma'}$). Установлено, что оптимальное сочетание прочностных и пластических свойств материала получено при размере зерна ≈ 130 мкм.

Показано, что с увеличением температуры нагрева также увеличивается размер упрочняющей γ' -фазы

Анализ сплава ВЖ175 методом ПЭМ с ЭЗМА. [13]. Исследовали структуру и локальный элементный состав межфазных границ γ/γ' дополнительно микролегированного лантаноидами сплава ВЖ175. Показано, что лантаноиды образуют интерметаллические соединения с никелем. Эти интерметаллиды имеют глобулярную форму и располагаются на межфазных границах γ -твёрдого раствора и первичной γ' -фазы, упрочняя их. Таким образом, установлено, что кроме характерных для сплавов этого класса механизмов упрочнения (твёрдорастворное, гетерофазное, зернограничное [8]), в сплавах, микролегированных лантаноидами, реализуется дополнительный механизм упрочнения – упрочнение межфазных границ за счёт выделения на них дискретных частиц интерметаллического соединения никеля с РЗМ.

Исследование изменения локального элементного состава γ и γ' -фаз в сплаве ЖС36 при испытаниях на длительную прочность [14]. Исследовали изменение локального состава фаз при сканировании по линии, проходящей через несколько частиц γ' -фазы. Показано, что частицы γ' -фазы обогащены алюминием, титаном и содержат больше никеля в отличие от прослоек γ -фазы, обогащённых кобальтом, хромом. Вольфрам распределён между фазами достаточно равномерно. Межфазные границы обогащены серой и фосфором. В ходе испытаний на длительную прочность содержание серы на них увеличивается, а содержание фосфора не изменяется. Характер распределения легирующих элементов между фазами не изменяется, за исключением распределения вольфрама, который концентрируется в прослойках γ -фазы.

Процессы на межфазных границах раздела γ/γ' в монокристаллах никелевых жаропрочных сплавов по своей природе идентичны процессам, проходящим на внутренних поверхностях раздела (границы зёрен, литейные поры, поверхности карбидов и др.) никелевых жаропрочных сплавов других классов (деформируемые, литейные равноосные и направленной кристаллизации) при воздействии повышенных температур и напряжений. Отличие заключается только в масштабном факторе.

Возможности исследования высокожаропрочных деформируемых никелевых сплавов методом EBSD анализа. Современные растровые электронные микроскопы принято оснащать приставками для ЭЗМА и анализа методом дифракции обратноотражённых электронов. Это даёт возможность с одного поля получать информацию о микроструктуре материала, локальном элементном составе фаз и их кристаллических решётках.

При взаимодействии пучка электронов высокой энергии благодаря корпускулярно-волновой природе электрона происходит дифракция волны электронов на кристаллической решётке материала. Дифракционная картина регистрируется с помощью специального экрана в виде так называемых «линий Кикучи». Далее с помощью компьютерной обработки можно получить информацию о кристаллической решётке фаз, их ориентации, разориентировке границ зёрен и локальной текстуре в поликристаллическом материале. Локальный элементный состав фаз и структурных составляющих определяется с помощью ЭЗМА.

С помощью метода EBSD анализа построена структурная диаграмма, отражающая переход от нерекристаллизованной структуры к рекристаллизованной в заданном интервале температур и скоростей деформации сплава ВЖ175, и определены условия формирования в сплаве

ВЖ175 однородной рекристаллизованной мелкозернистой микроструктуры [15]².

С использованием диаграммы показано, что для получения заданной однородной рекристаллизованной ультрамелкозернистой структуры в штамповках дисков из сплава ВЖ175 оптимальной является температура деформации 1140°C, при скорости осадки и штамповки $(10^{-2} - 10^{-1}) \text{ с}^{-1}$.

В образцах сплава ВЖ175, осаженных по этому режиму с последующей стандартной закалкой, формируется требуемая для получения высокого уровня свойств однородная микроструктура с размером зерен порядка 25 мкм.

Выводы

1. Измерение и контроль структурно-геометрических характеристик высокожаропрочных деформируемых никелевых сплавов на различных размерных уровнях вплоть до нанометрового расширяет возможности разработки технологии создания сплавов с заданной структурой, обеспечивающей заданные свойства.

2. Применение метода просвечивающей электронной микроскопии в сочетании с электронно-зондовым микроанализом с локальностью $\approx 2 \text{ нм}$ позволило установить:

- дополнительный механизм упрочнения жаропрочных никелевых сплавов при микролегировании РЗМ;
- изменение локального элементного состава межфазных границ γ/γ' в ходе испытаний на длительную прочность.

3. Совместное применение методов растровой электронной микроскопии, электронно-зондового анализа и дифракции обратноотражённых электронов (EBSD) позволяет получать с одного поля исследований информацию о микроструктуре, локальном элементном составе фаз и их кристаллических решётках.

² Работа проведена совместно с М.М. Бакрадзе, А.Я. Кочубеем, Н. Л. Вавилиным

Список использованных источников

1. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Ломберг Б.С., Сидоров В.В. Приоритетные направления развития технологий производства жаропрочных материалов для авиационного двигателестроения //Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2013. №3С. 47-54.
2. Каблов Е.Н., Ломберг Б.С., Оспенникова О.Г. Создание современных жаропрочных материалов и технологий их производства для авиационного двигателестроения // Крылья Родины. 2012. №3-4. С.34.
3. Ломберг Б.С. Жаропрочные сплавы и материалы для дисков ГТД /В сб. Авиационные материалы на рубеже XX–XXI веков: науч.-технич. сб. М.: ВИАМ. 1994. С. 258–264.
4. Ломберг Б.С., Овсепян С.В., Бакрадзе М.М. Мазалов, И.С. Высокотемпературные жаропрочные никелевые сплавы для деталей газотурбинных двигателей //Авиационные материалы и технологии. 2012. №5. С. 52–57.
5. Ломберг Б.С., Моисеев С.А. Жаропрочные деформируемые сплавы для дисков ГТД и перспективы их развития /В сб. Авиационные материалы: науч.-технич. сб. М.: ВИАМ. 1982. С. 119–123.
6. Ломберг Б.С., Бакрадзе М. М., Чабина Е.Б., Филонова Е.В. Взаимосвязь структуры и свойств высокожаропрочных никелевых сплавов для дисков газотурбинных двигателей //Авиационные материалы и технологии. 2011. №2. С. 25–30.
7. Чабина Е.Б. Сегрегации фосфора и серы в модельном жаропрочном никелевом сплаве.// Труды ВИАМ. №9 2015 г. 2015-ТР-09-02
8. Суперсплавы Т. II //Под ред. Ч.Т. Симса, Н.С. Столоффа, У.К. Хагеля. М.: Металлургия. 1995. Кн. 1. 384 с. SUPERFLLOYS II. Edited by Chester T. Sims, Norman S. Stoloff, William C. Hagel. A Wiley-Interscience Publication JOHN WILEY & SONS. New York. 1986.

9. Чабина Е.Б., Филонова Е.В., Ломберг Б.С., Морозова Г.И. Эволюция структуры и фазового состава деформируемых жаропрочных никелевых сплавов для дисков ГТД с усложнением их легирования //Металловедение и термическая обработка металлов. №3 (717) 2015, с. 8-12
10. Чабина Е.Б., Филонова Е.В., Ломберг Б.С., Бакрадзе М.М. Структура современных деформируемых никелевых сплавов //Все материалы. Энциклопедический справочник. 2012. №6. С. 22–27.
11. Чабина Е.Б., Алексеев А.А., Филонова Е.В., Лукина Е.А. Применение методов аналитической микроскопии и рентгеноструктурного анализа для исследования структурно-фазового состояния материалов //Труды ВИАМ. 2013. №5. Ст. 06 (viam-works.ru).
12. Каблов Е.Н., Чабина Е.Б., Морозов Г.А., Муравская Н.П. Оценка соответствия новых материалов с использованием СО и МИ высокого уровня Компетентность. 2017. № 2 (143). С. 40-46.
13. Чабина Е.Б., Филонова Е.В., Ломберг Б.С., Зайцев Д.В. Особенности формирования структуры высокожаропрочного никелевого сплава при комплексном микролегировании лантаноидами //Металлы. 2014. №6. С. 62–69.
14. Каблов Д.Е., Чабина Е.Б., Зайцев Д.В., Алексеева М.С. Исследование межфазных границ γ/γ' монокристалла жс36, содержащего примеси, высокоразрешающими методами просвечивающей электронной микроскопии и микрорентгеноспектрального анализа. Авиационные материалы и технологии. 2017. № 4 (49). С. 3-10.
15. 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 (32). С. 10-13.

Системные требования: Intel Pentium; 1,3 ГГц и выше; Windows 7/10; Adobe Reader 6.0 и выше; дисковод CD-ROM.

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: 3 Мб.

Тираж 100 экз.

Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов», Национального исследовательского центра «Курчатовский институт» Государственный научный центр Российской Федерации (НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ)

Изд-во НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ

admin@viam.ru