АКЦИОНЕРНОЕ ОБЩЕСТВО
«НАУЧНО-ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЦЕНТР ГАЗОТУРБОСТРОЕНИЯ
«САЛЮТ» ФИЛИАЛ «НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ ИНСТИТУТ
ТЕХНОЛОГИИ И ОРГАНИЗАЦИИ ПРОИЗВОДСТВА ДВИГАТЕЛЕЙ»
(АО «НПЦ газотурбостроения «Салют» филиал «НИИД»)

На правах рукописи

РОМАШОВ АНТОН СЕРГЕЕВИЧ

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ НА СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ДИСПЕРСНОМ УПРОЧНЕНИИ НИТРИДАМИ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ

Специальность: 05.16.01 – Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

Диссертация

на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель:

доктор технических наук, профессор

Фарнасов Геннадий Алексеевич

МОСКВА - 2015

Оглавление

Введение 4
Глава 1. Анализ состояния вопроса по теме исследования 9
1.1. Анализ жаропрочных сплавов на никелевой основе, применяемых при изготовлении деталей, работающих в высокотемпературном газовом потоке 9
1.2. Характеристика способов повышения долговечности деталей из никелевых сплавов при газовой коррозии 13
1.3. Теплобарьерные покрытия 14
1.4. Сварка никелевых сплавов 16
1.5. Азотирование 19
Выводы по главе 1 20
2. Материалы и методы проведения исследований 21
2.1. Материалы и объекты исследований 21
2.2. Методика проведения исследований 22
2.2.1. Методы исследования высокотемпературного окисления 22
2.2.2. Методика исследования механических свойств 23
2.2.3. Металлографические исследования 24
2.2.4. Методика исследования свариваемости 25
Глава 3. Исследование структурных изменений в жаропрочных никелевых сплавах при воздействии газовой среды 26
Выводы по главе 3 42
Глава 4. Исследование структуры и свойств сплавов с нитридным упрочнением 43
4.1. Механические свойства 43
4.2. Микроструктурные исследования 50
4.4. Исследование свариваемости 68
4.4.1. Электронно-лучевая сварка 68
4.4.2. Сварка лазером 83
4.4.3. Аргоно-дуговая сварка 91
Выводы по главе 4 94

Глава 5. Исследование влияния нитридов на сопротивляемость высокотемпературному окислению 96
Выводы по главе 5 111
Глава 6. Разработка способа изготовления деталей ГТД из сплавов с нитридным упрочнением 112
Выводы по главе 6 116
Глава 7. Промышленная апробация способа изготовления деталей ГТД из сплавов с нитридным упрочнением 117
Выводы по главе 7 121
ЗАКЛЮЧЕНИЕ 122
ОБОЗНАЧЕНИЯ И СОКРАЩЕНИЯ 124
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ 125
ПРИЛОЖЕНИЕ А – Физико-химическая оценка стабильности упрочняющей фазы TiN при тепловом воздействии на сплав ХН60ВТ, дополнительно легированный кобальтом и титаном, в процессе формирования сварного шва при сварке плавлением 133

Введение

При производстве и конструировании авиационного двигателя реализуются наиболее прогрессивные научные и технологические решения, используемые в дальнейшем и в других изделиях машиностроения. Если в первых газотурбинных двигателях (ГТД) рабочие температуры материала составляли 900-1150К, то в дальнейшем значительно повысились, достигнув в настоящее время 1500-1700К и даже выше (табл. 1).

Развитие авиационной промышленности имеет важное государственное значение для любого государства. Поэтому в авиации используются последние достижения науки, технологии, производства, что также является мощным стимулом их дальнейшего интенсивного развития. В виду последних событий развития геополитической ситуации в мире, существует стратегическая угроза интересам России в области национальной безопасности вследствие намерения ведущих держав мира на базе технологической и информационной изоляции обеспечить мощный отрыв в создании нового поколения авиационной техники, особенно военного назначения [1].

Из таблицы 1 видно, что пятое поколение ГТД, появившееся в конце 90-х годов, имеет температуру газа перед турбиной 1850-1950К, минимальное число деталей и отношение тяги к массе для военных ТРДДФ $R/M_{дв.}$ = 9-10. Это двигатели F119 для F22, EJ200 для EF200 и M88 для Rafale. В конструкции широко используются новые жаропрочные сплавы, композиционные и интерметаллидные материалы. Новые материалы в конструкции современных и перспективных авиационных двигателей должны обладать повышенными характеристиками жаропрочности, жаростойкости, сопротивляемости термической усталости [2-5]. Создание современных авиационных газотурбинных двигателей неизбежно связано с повышением КПД и ресурса работы двигателя за счёт увеличения рабочих температур и снижения веса теплонагруженных деталей двигателя.

Таблица 1

Поколения самолетных газотурбинных двигателей

Поколение	Год	Назначение самолетов	Основные схемы двигателей	Компрессор	Турбина
I	1940-е	Военные	ТРД, ТРДФ, ТВД	Одновальный осевой или центробежный $\pi_к$= 3-5	Неохлаждаемая $T_г$ = 900-1150К
II	1950-е	Военные	ТРДФ, ТРД, ТВД	Осевые одновальные с регулируемыми направляющими аппаратами или двухвальные $\pi_к$= 7-13	Неохлаждаемая (охлаждаемые лопатки первого соплового аппарата) $T_г$ = 1150-1250К
		Гражданские	ТВД, ТРД		
III	1960-е	Гражданские	ТРДД	Осевой двухвальный или одновальный $\pi_к$= 10-15 (ТРД) или с $\pi_к$= 16-20 (ТРДД)	С внутренним конвективным охлаждением лопаток $T_г$ = 1300-1450К
			ТРД		
		Военные	ТРДФ		
			ТРДДФ (ТРДД)		
IV	1970-1980	Военные	ТРДДФ	Осевой двухвальный или трехвальный $\pi_к$= 20-30	С конвективно-пленочным охлаждением лопаток $T_г$ = 1500-1700К
			ТРДД		
		Гражданские	ТРДД		
V	1990 – н.в.	Военные	ТРДДФ	Осевой двухвальный $\pi_к$= 25-35	С конвективно-пленочным охлаждением лопаток $T_г$ = 1850-1950К
		Гражданские	ТРДД	Осевой двух-(трех-)вальный $\pi_к$= 35-50	$T_г$ = 1700-1800К

Таким образом, применение для теплонагруженных деталей ГТД, новых материалов с более высокими характеристиками жаропрочности, трещиностойкости, фазовой и структурной стабильности, стало первоочередной задачей, потому что современные свариваемые деформируемые сплавы на

никелевой и никель-кобальтовой основах для деталей высокотемпературной зоны газотурбинных двигателей (ГТД) обеспечивают температуру металла не выше 1050-1100°С, что для перспективных ГТД является явно недостаточным [6].

В дисперсионно-твердеющих сплавах, в которых высокая жаропрочность достигается комплексным легированием тугоплавкими элементами твердого раствора и выделениями частиц упрочняющей γ′-фазы, при рабочей температуре выше 1150 °С происходит интенсивное разупрочнение сплавов, связанное с коагуляцией и растворением дисперсных частиц упрочняющей γ′-фазы [7, 8]. Жаропрочные никелевые сплавы ограничены пределом легирования твердого раствора, выше которого происходит выделение фаз охрупчивающих сплавы, а также повышение доли тугоплавких элементов в никелевой основе приводит к существенному росту плотности сплава [9-11].

Другой возможный путь – повышение жаропрочности путем дисперсного упрочнения тугоплавкими частицами нитридов легирующих элементов с помощью высокотемпературного объёмного (внутреннего) азотирования [12-14]. Применение легирования сплава азотом путем химико-термической обработки неизбежно сопровождается изменением механических свойств и технологичности изготовления деталей, прежде всего ухудшением технологической пластичности, свариваемости, необходимостью отработки способов защиты от газовой коррозии.

В связи с этим актуальной является задача комплексного исследования изменений состава, структуры и свойств никелевых сплавов при дисперсном упрочнении нитридами легирующих элементов для решения проблем надежности и ресурса высокотемпературных деталей современных и перспективных ГТД.

Цель работы – повышение долговечности высокотемпературных деталей газотурбинных двигателей.

Работа выполнена в рамках федеральной целевой программы (ФЦП) «Развитие оборонно – промышленного комплекса Российской Федерации на 2007 – 2010 г. и на период до 2015 г.».

В процессе проведения исследований получены результаты, отличающиеся научной новизной:

1. Установлено влияние химического состава никелевых сплавов и жаростойких покрытий на скорость азотирования. Алюминий в покрытиях на основе алюминидов никеля является ускорителем азотирования, причем скорость насыщения азотом возрастает при увеличении содержания алюминия в покрытиях на никелевых сплавах.

2. Установлено положительное влияние азотирования на закономерности высокотемпературного окисления никелевых сплавов, обеспечивающее двукратное уменьшение скорости коррозии при температуре 1050°С без защитного покрытия и почти 30-кратное при температуре 1200°С при наличии алюмосилицидного покрытия.

3. Установлены характеристики напряженного состояния азотированного сплава ХН60ВТ дополнительно легированного кобальтом и титаном. Величина остаточных сжимающих напряжений зависит от толщины листа, а именно в толстых листах остаточные напряжения существенно выше, чем в тонких. Расчетным путем установлено, что в системе γ-Ni тв.р.–TiN основная упрочняющая фаза TiN находится в состоянии растяжения, а окружающий γ-никелевый твердый раствор в состоянии сжатия.

Практическая значимость:

1. Разработан способ изготовления трех деталей сопла и форсажной камеры перспективного авиационного двигателя из листового проката никелевого сплава с дисперсным упрочнением нитридами легирующих элементов, в частности отработаны технологические процессы аргоно-дуговой сварки и шликерного алюмосилицирования, которые внедрены в производстве опытных образцов. Рекомендовано объёмное азотирование деталей проводить после нанесения защитных алюминидных покрытий (алитирования, хромоалитирования, алюмосилицирования).

2. Проведены стендовые испытания деталей с дисперсным упрочнением нитридами в составе двигателя АЛ31Ф, которые подтвердили работоспособность деталей в условиях воздействия высоких температур и нагрузок.

Глава 1. Анализ состояния вопроса по теме исследования

1.1. Анализ жаропрочных сплавов на никелевой основе, применяемых при изготовлении деталей, работающих в высокотемпературном газовом потоке

Проблема долговечности деталей газотурбинных двигателей, работающих в условиях воздействия высокотемпературного газового потока, является одной из важнейших в машиностроении. Особую остроту эта проблема приобретает при создании современных авиационных двигателей, для которых основными признаками является увеличение температуры газов перед турбиной до 2000К и более, уменьшение массы конструкции, увеличение степени сжатия воздуха в компрессоре. Увеличение параметров двигателя неизбежно ведет к росту нагрузок на детали и узлы, усложнению конструкций и изысканию новых технологий обеспечения длительной работоспособности ГТД.

Рост термомеханической напряженности деталей камеры сгорания, турбины и сопла является основной причиной малых ресурсов высокотемпературных двигателей. В связи с этим особую актуальность приобретает проблема разработки новых жаростойких и жаропрочных сплавов, надежных методов защиты от газовой коррозии, уменьшения массы элементов конструкции.

Конструктивные решения, закладываемые в авиадвигатели новых поколений, как правило, находятся за пределами технологических и материаловедческих возможностей. Поэтому особую остроту приобретает необходимость разработки новых материалов и технологических процессов.

Правильный научный подход к данной проблеме неизбежно ведет к тому, что решаются как частные текущие вопросы, так и выясняются перспективы дальнейшего развития. На начальных этапах двигателестроения, ведущей, по отношению к материалам и технологиям, была конструкция. Для 4-го поколения авиадвигателей роли конструкции и технологий уравнялись, а для 5-го и 6-го поколений вклад новых материалов и технологий в обеспечение параметров авиадвигателей составляет более 70%.

Для изготовления деталей, работающих при высоких температурах, наиболее широкое применение нашли жаропрочные и жаростойкие никелевые сплавы, которые позволяют успешно эксплуатировать авиадвигатели при температуре на металле до 1100°С и кратковременно до 1150°С. При более высоких температурах рекомендуются сплавы на основе металлических соединений Ni_3Al и NiAl [7].

На долю никелевых сплавов в авиадвигателестроении приходится не менее 70% массы конструкций ГТД. Свойства сплавов обеспечиваются введением легирующих элементов, технологией литья деталей, штамповки и оптимизацией режимов термической обработки. Легирование осуществляется с целью как непосредственного упрочнения γ-твердого раствора, так и выделения упрочняющей γ'-фазы, путем дисперсионного твердения. Современные никелевые сплавы легируют хромом, кобальтом, алюминием, титаном, ниобием, гафнием, вольфрамом, рением, рутением, танталом, вводят редкоземельные металлы (табл. 1.1).

Титан и алюминий входят в упрочняющую γ'-фазу $Ni_3(Al, Ti)$, которая упрочняет более эффективно, чем Ni_3Al. Титан уменьшает коагуляцию γ'-фазы, повышает термостабильность сплавов, частично входит в соединение с углеродом и образует карбид TiC, так же как и ниобий, гафний.

Ванадий, ниобий, титан оказывают неблагоприятное влияние на жаростойкость сплавов, поэтому в ряде сплавов их содержание минимизируют или исключают. Хром вводят, прежде всего, для повышения жаростойкости. Однако в современных сплавах содержание хрома снизили до 4-6% для повышения температуры солидуса. Тантал, вольфрам, рений, рутений вводят для повышения жаропрочности. В сплаве ВЖ98 содержание алюминия и титана незначительно и γ'-фаза не образуется. В основном структура сплава представляет однородный γ-твердый раствор, упрочненный хромом и вольфрамом. Это обеспечивает высокую технологичность, но недостаточную жаропрочность.

Таблица 1.1

Химический состав сплавов на никелевой основе, % вес. [15]

Марка сплава	C	Cr	Co	W	Mo	Ti	Al	Nb	Hf	Re	Ta	B	Zr	V
ЖС26	0,15	5	9	10	2,5	3	5,5	1,6	-	-	-	0,02	-	1,0
ЖС6ФНК	0,15	6	10	12	1.3	1,2	5,5	1,5	1,3	-	-	0,015	0,1	1,0
ЖС32	0,15	5	9,3	10	3,0	-	5,0	1,5	-	4,0	4.0	0,02	-	-
ЖС30М	-	7	7	W+Mo	=12,7	Al+Ti	=7,2	1,0	0,001	-	-	B+Zr	0,004	-
ЖС40	-	6	-	7	4,5	-	5,5	0,3	-	-	7	-	-	-
ВЖЛ12У	0,18	10	14	1,5	3,1	4,5	6,2	0,8	-	-	-	0,015	0,02	0,8
ЖС36	-	4	5,5	11,5	3	1,1	6	1	-	2,5	-	-	-	-
ЖС26У	0,15	5	9	12	W+Mo	Al+Ti	=7,1	1,4	0,1	-	-	0,02	-	-
ХН60ВТ (ВЖ98)		25	-	15	-	0,6	$\leq 0{,}5$	-	-	-	-	-	-	-
ХН68ВМТЮК		18	7	6	4,1	1,5	2,2	-	-	-	-	-	-	-
ХН50ВМТЮБ		23	-	4,8	2,8	0,8	0,8	0,8	-	-	-	-	-	

Незначительное количество карбидов Me_3C, $Me_{23}C_6$ и α-W в структуре сплава не оказывает заметного влияния на механические и технологические свойства.

Жаропрочность сплава ХН60ВТ можно заметно повысить путем высокотемпературного азотирования. С увеличением степени азотирования путем увеличения температуры и продолжительности процесса, соответственно, от 1000°С до 1200°С и времени от 5 до 15 часов, прочность при температуре 1100°С возрастает почти вдвое, однако, одновременно почти вдвое снижается пластичность (табл. 1.2).

Таблица 1.2

Влияние режимов азотирования на механические свойства сплавов [16]

t, °С	τ, ч	$\sigma_в$, Н/мм^2, при 1100°С		δ, %	
		сплав №1	сплав №2	сплав №1	сплав №2
Исходное состояние		64-75	60-65	42-43	70-72
1000	5	75-85	80	39	78-96
1100	5	105	95-120	32	85
1200	5	120-135	125	28	42
1200	10	-	125	-	35-37
1200	15	160	140	25	38
Сплав №1: Ni-осн., Cr (23,5-26,5)% , W (13-16)%, Ti (0,3-0,7)%, Al ≤ 0,5%					
Сплав №2: Ni- осн., Cr =35%, W (13-16)%, Ti =2%, Al ≤ 0,5%					

Основное упрочнение сплава достигается образованием дисперсных частиц нитридов титана и увеличением содержания азота в γ-твердом растворе. Авторы полагают, что добиться более значительного упрочнения можно введением дополнительного кобальта в качестве легирующего элемента. Поскольку никель не образует устойчивых нитридов, а легирующие элементы их образуют, то в

случае с ВЖ98 при добавке кобальта, авторы полагают возможным более значительный эффект повышения жаропрочности при азотировании. Кобальт в никелевых сплавах входит, главным образом, в твердый раствор и несколько повышает жаропрочность, но главный эффект от введения кобальта состоит в повышении характеристик пластичности, вязкости и свариваемости. Известно, что сплавы на основе кобальта хорошо свариваются.

Следует отметить, что степень дисперсности и форма выделений нитридов и карбонитридов типа TiN, Ti(C,N) существенно снижают характеристику ударной вязкости.

1.2. Характеристика способов повышения долговечности деталей из никелевых сплавов при газовой коррозии

Повышение жаростойкости сплавов осуществляется, прежде всего, легированием хромом и алюминием, которое позволяет сформировать на поверхности деталей стойкую оксидную пленку, состоящую из оксидов Al_2O_3, Cr_2O_3 и шпинели $NiCr_2O_4$. Однако основным способом противодействия коррозии является применение жаростойких защитных покрытий на основе алюминидов никеля или высокотемпературных эмалей на основе оксидов Al_2O_3 и Cr_2O_3. Создание эффективных защитных покрытий осуществляется путем многократного легирования алюминидов, создания новых композиций и технологических процессов, основанных на тех или иных физических и химических явлениях, разработки оборудования, специализированных установок для реализации механизмов переноса элементов на поверхность деталей.

Основной фазовой составляющей большинства защитных покрытий для высокотемпературных деталей ГТД являются алюминиды NiAl, CoAl, Ni_3Al.

В настоящее время достаточно широко продолжают использоваться диффузионные защитные покрытия, получаемые по технологиям порошкового или газового алитирования, хромоалитирования, шликерного алитирования, алюмосилицирования. Из-за высокой хрупкости металлических соединений на

деталях турбин ГТД такие покрытия ограничивают по толщине до 0,04…0,06мм. Растрескивание покрытий существенно уменьшает срок службы деталей.

Шликерные покрытия отличаются простотой, высокой ремонтопригодностью, однако, содержат обычно рассеянные поры, которые несколько снижают эрозионную стойкость.

Широкое распространение получили конденсационные покрытия, получаемые магнетронным, плазменным, электронно-лучевым методами [7].

Для улучшения структурного состояния деталей могут использоваться методы термомеханической обработки покрытий. Хорошие результаты дает совместное использование различных методов, позволяющее получать многослойные композиции покрытий, содержащие в своем составе Ta,W, Hf, Si, Yb, Gd, La, Pt и другие элементы.

Формирование оксидной пленки с высокими защитными свойствами обеспечивается такими элементами как Al, Si, Cr. Улучшение сопротивляемости пленки к откалыванию при термоциклах достигается введением в покрытие микролегирующих элементов, таких как Y, La, Ce, Hf, Er, Yb и другие. Для торможения диффузионных процессов в покрытие вводят тугоплавкие металлы Ta, W, Re или формируют барьерные слои из карбидов легирующих элементов. Такие покрытия хорошо сопротивляются не только окислению, но и солевой коррозии.

Для измельчения зерна структуры покрытия нередко рекомендуют применение термомеханической обработки [17]. Такая обработка дает повышение вязкости и трещиностойкости покрытий. Одновременно достигается желательное напряженное состояние в системе сплав-покрытие, формируются остаточные сжимающие напряжения положительно влияющие на усталостную прочность деталей.

1.3. Теплобарьерные покрытия

При высоких температурах и хорошей организации охлаждения деталей достаточно эффективно применение теплобарьерных покрытий, которые обычно включают жаростойкую металлическую и керамическую составляющие, как правило, состоящие из оксида циркония стабилизированного оксидом иттрия.

В качестве металлической составляющей чаще применяют конденсаты сплавов специально выплавленных для нанесения покрытий (табл. 1.3).

Таблица 1.3

Химический состав сплавов для покрытий [18]

Марка сплава	Содержание элементов, % масс						
	Ni	Al	Cr	Co	Ta	Re	Y
СДП-1	осн.	12,5	20	20	-	-	-
СДП-2	осн.	12,5	20	-	-	-	-
СДП-4	осн.	12,5	20	8,5	-	-	-
СДП-Ж2	осн.	7,0	14,0	-	8,0	3,5	0,8-1,2
СДКП- 2М	осн.	4,0	22	9,0	-	-	-
ВСДП- 16	13,5	осн.	-	-	-	-	1,2-1,8

Керамическая составляющая покрытия обычно имеет столбчатую дендритную структуру, состоящую из ориентированных монокристаллов. Кристаллографическую ориентацию конденсата определяет фазовый состав поверхностного слоя металлического покрытия. Процесс зарождения в вакууме кристаллов керамического конденсата происходит с наследованием кристаллографической ориентации поверхностной металлической структуры.

Плазменная технология нанесения керамических покрытий позволяет сформировать слой плотной керамики. С точки зрения проницаемости для кислорода газовой среды такая технология более эффективна, однако, такие покрытия хуже сопротивляются пластической деформации, легче растрескиваются и отслаиваются. Проблема теплобарьерных покрытий в

значительной мере зависит от качества порошка керамики ZrO_2·(6-8)%Y_2O_3. Содержание Y_2O_3 обусловлено необходимостью стабилизации ZrO_2 от фазовых превращений. Плазменная технология нанесения теплобарьерных покрытий применяется преимущественно на сопловых аппаратах и деталях камеры сгорания авиадвигателей.

Для повышения теплопроводности в керамики вводят оксиды редкоземельных металлов диспрозия, лантана, гадолиния. Наиболее перспективны покрытия, обладающие достаточной прочностью, вязкостью и низкой проницаемостью для кислорода газовой сферы. Сравнительные механические свойства некоторых керамик приведены в табл. 1.4.

Таблица 1.4

Механические свойства составляющих теплобарьерных покрытий [7]

Свойство	Керамические материалы				
	Al_2O_3	ZrO_2	Al_2O_3-15ZrO_2	SiC	β –NiAl
K_{1C}, МПа/м^{0,5}	4,3-9,7	6,4-9,0	9,6	4,8	8-9 (20^{0}C) 22 (700^{0}C)
$\sigma_{в\ изг,}$ МПа	244-293	140-160	200	280	320-360
Е, ГПа	400-403	168-186	370	394	180

Долговечность теплобарьерных покрытий определяется, прежде всего, стойкостью композиции к пропусканию кислорода к металлической подложке.

1.4. Сварка никелевых сплавов

Одним из главных путей повышения технологичности конструкций, коэффициента использования металла, снижения трудоемкости и энергоемкости изделий является широкое применение сварных конструкций [19].

Сварка сплавов никеля связана с серьезными затруднениями, вызванными их особыми физико-химическими свойствами [20-25]:

1. Большая склонность к образованию пористости при сварке никеля и никелевых сплавов. Это связано с тем, что в расплавленном состоянии сплавы на основе никеля значительно повышают растворимость газов таких как азота, водорода, кислорода, а при кристаллизации и охлаждении металла резко снижается их растворимость в сплаве, что и приводить к образованию пор. При дуговой сварке никеля высокой чистоты в среде аргона основным источником пор является азот, который растворяется в жидком металле и практически нерастворим в твердом металле. Содержание в защитной атмосфере более 0,05% азота уже приводит к образованию пор в металле шва. Растворенный кислород в сплаве при взаимодействии с водородом или углеродом приводит к образованию пор по следующим реакциям: $NiO+2H = Ni+H_2O$, $NiO+C = Ni+CO$. Протекание вышеуказанных реакций особенно вероятно при охлаждении в связи с уменьшением растворимости. Также протекание этих реакций приводит к охрупчиванию никеля из-за образования микротрещин – «водородная болезнь». Одними из важных условий получения беспористых швов при сварке никеля и его сплавов являются: чистота свариваемых кромок, поверхности электродной проволоки, основного металла и сварочных материалов (флюсов, покрытий электродов, защитных газов); обеспечение надежной защиты зоны сварки от атмосферного воздуха; хорошее раскисление и дегазация сварочной ванны. Сильно снизить подсос газов из атмосферы можно применив сварку короткой дугой (до 1,5мм).

2. Высокая склонность металла к образованию кристаллизационных трещин. Это связано с образованием на границах зерен легкоплавких эвтектик. Наиболее отрицательное влияние на охрупчивание металла оказывают углерод, который выделяется в виде графита, и сера, выделяющаяся в виде сульфида никеля. Для нейтрализации вредного воздействия серы применяют литий, который вводится в сплавы в количестве 0,004-0,006%, а содержание углерода ограничивают до 0,05-0,15%. Фосфор также ухудшает свойства никеля и его сплавов, так как легкоплавкая хрупкая эвтектика также располагается на границах зерен. Фосфор ограничивают на уровне не более 0,005%. Для предотвращения

этих дефектов, связанных с охрупчиванием, применяют комплексное легирование.

3. При сварке никеля и его сплавов необходимо увеличивать угол разделки кромок, в сравнении со сваркой стали, так как металл сварочной ванны никеля и никелевых сплавов менее жидкотекуч и проплавляется на меньшую глубину.

Также, при сварке сплавов на основе Ni-Cr возможно образование тугоплавкой пленки оксида хрома Cr_2O_3, затрудняющей формирование шва.

При выборе способа и разработке технологии сварки основное внимание уделяют обеспечению необходимых эксплуатационных свойств соединений.

Зона термического влияния (ЗТВ) на никеле и его сплавах с медью не закаливается, однако, для некоторых сплавов (никеля с молибденом, никеля с молибденом и хромом и др.) требуется последующая термическая обработка сварных соединений. Такая термическая обработка сварных соединений должна обеспечить получение мелкозернистой и дезориентированной структуры, частично или полностью снять сварочные напряжения.

Для сварки никеля и его сплавов применяются следующие способы сварки: газовая и дуговая угольным электродом (в ограниченных масштабах), покрытыми электродами, автоматическая под флюсом и в среде защитных газов, плазменная, электронно-лучевая, контактная, лазерная.

На заводах, при длительном хранении сплавов на основе никеля, образуется налет, содержащий серу. Для снятия этого налет необходима обязательная механическая зачистка, в связи с тем, что он не снимается при обезжиривании. Также, в ряде случаев при наличии пленки оксидов на поверхности никелевых сплавов, рекомендуется обработка в травильном растворе следующего состава: 1000см^3 H_2O; 1500см^3 H_2S0_4; 2250см^3 HMO_3; 30г MaCl.

При сварке коррозионно-стойких сплавов не рекомендуется увеличивать количество проходов, так как это приводит к снижению коррозионной стойкости сварных соединений, что приводит к образованию трещин. При невозможности применения однопроходной сварки, последующие швы необходимо накладывать после полного охлаждения предыдущих.

Таким образом, к числу главных задач, возникающих при сварке никеля и никелевых сплавов, относятся обеспечение надежной защиты зоны сварки от газов атмосферы, применение сварочных материалов высокой чистоты, а также раскисление и дегазация сварочной ванны.

1.5. Азотирование

С целью повышения долговечности деталей машин широко используются следующие способы поверхностного упрочнения: цементация, нитроцементация, азотирование, поверхностное насыщение бором, кремнием и металлами. Для снижения трудоемкости при изготовлении деталей используется химико-термическая обработка (ХТО), сочетающая в себе термическое и химическое воздействие. В результате ХТО осуществляется диффузионное насыщение поверхности изделия неметаллами (углеродом, азотом, бором и др.) или металлами (алюминием, хромом и др.). После ХТО повышается твердость, износостойкость, задиростойкость, коррозионная стойкость, жаропрочность, создаются благоприятные остаточные напряжения сжатия, увеличивающие надежность и долговечность машин [15, 26-36].

Среди различных способов упрочняющей ХТО сталей и сплавов одним из наиболее эффективных и перспективным является высокотемпературное азотирование. Преимущество процесса азотирования перед другими видами ХТО заключается в следующем: простота и высокая эффективность. В последнее время интенсивно ведутся работы по изучению и расширению применения азотирования, с целью получения особых свойств [37-39].

Наиболее распространённым является высокотемпературное азотирование при 600-1200°С ферритных и аустенитных сталей и тугоплавких металлов (Ti, Mo, Nb, V и др.) [40]. При высокотемпературном азотировании в обрабатываемом сплаве можно получить развитую зону внутреннего азотирования без образования нитридной зоны [41, 30]. Такая структура обеспечивает повышение механических свойств [42], а также является предпосылкой для повышения жаропрочности.

Исследования, проведенные в работах [43-56] на сплавах тугоплавких металлов, после внутреннего азотирования, показали, что в результате происходит существенное повышение жаропрочности. Следовательно, для создания перспективных ГТД, в которых будут более высокие рабочие температуры, и как следствие выше требования к жаропрочности материалов, применение таких новых жаропрочных сплавов с нитридным упрочнением является весьма перспективным.

Выводы по главе 1

На основании анализа состояния вопроса по теме работы сформулированы следующие основные задачи исследования:

1. Исследовать структурные изменения в жаропрочных никелевых сплавах при воздействии газовой среды.

2. Исследовать влияние технологических факторов на процесс изготовления высокотемпературных деталей реактивного сопла и форсажной камеры авиационных ГТД из сплавов с нитридным упрочнением.

3. Исследовать влияние нитридов легирующих элементов на характеристики жаростойкости при изотермическом окислении.

4. Исследовать структуру и свойства сварных швов при сварке сплавов с нитридным упрочнением.

5. Изготовить опытные образцы деталей газотурбинных двигателей из сплавов с нитридным упрочнением и провести испытания в натурных условиях на работающем двигателе.

2. Материалы и методы проведения исследований

2.1. Материалы и объекты исследований

Для исследования влияния структурных изменений на свойства жаропрочных никелевых сплавов при дисперсном упрочнении нитридами легирующих элементов использовался сплав ХН60ВТ (ВЖ98) и сплав ХН60ВТ дополнительно легированный кобальтом и титаном. Кобальт вводился для улучшения пластичности, а титан для увеличения объемного содержания частиц нитрида TiN и повышения эффективности упрочнения. Для оценки влияния газовой среды на состояние поверхностного слоя деталей работающих в газотурбинном двигателе были использованы сплавы марок ЖС6У, ВЖЛ12У, ЖС6ФНК, ХН60ВТ, ЧС88У, которые серийно используются на машиностроительных предприятиях. На части образцов проводили насыщение поверхностного слоя алюминием и хромом в вакууме в порошковой смеси, содержащей 40% Cr, 8% Al, Al_2O_3 – остальное, при температуре 1200°С в течение 1ч 20мин, толщина покрытия составляла 60-70мкм. Хромоалитирование проводили в печи СЭВ 5,5/11,5И2. После этого, образцы с покрытием и без покрытия загружали в трубчатую печь и нагревали до температуры 1050°С в течение 30часов. Для сравнения эксперименты проводили в вакууме, в токе воздуха и в токе азота. Азот имел высокую степень очистки с точкой росы -65°С. Массу образцов измеряли на аналитических весах. Химический состав и механические свойства сплавов даны в табл. 2.1 и 2.2.

Помимо этого исследования были проведены на серийных лопатках из сплава ВЖЛ12У с алюминидным покрытием и сплава ЖС6ФНК с теплобарьерным покрытием из диоксида циркония стабилизированного оксидом иттрия.

Для оценки жаростойкости азотированных сплавов с защитным покрытием после выполнения азотирования на образцы наносили жаростойкое покрытие путем шликерного алюмосилицирования.

Предварительно готовили шликер, содержащий связующее в виде раствора коллоксилина в диэтилоксалате и амилацетате в которые добавляли порошок сверхдисперсного алюминия марки АСД-4 и кремния в соотношении Al:Si = 15:1.

Поверхность образцов предварительно обезжиривалась ацетоном и бензином. Шликер наносили пульверизатором, затем подсушивали на воздухе и отжигали в вакуумной печи «УЛВАК» при температуре 1000°С в течение 3,5-4ч. Получали покрытие толщиной 50-55мкм.

Таблица 2.1

Химический состав сплавов, %

Сплав	Ni	C	Cr	Co	W	Mo	Ti	Al	Nb	Hf	V
ЖС6У	Осн.	0,13-0,20	8,0-9,5	9,0-10,5	9,5-11,0	1,2-2,4	2,0-2,9	5,1-6,0	0,8-1,2	-	-
ЖС6ФНК	Осн.	0,15	6,0	10,0	12	1,3	1,2	5,5	1,5	1,3	1,0
ВЖЛ12У	Осн.	0,14-0,20	8,5-10,5	12,0-15,0	1,0-1,8	2,7-3,4	4,2-4,7	5,0-5,7	0,5-1,0	-	0,5-1,0
ХН60ВТ	Осн.	≤0,10	23,5-26,5	-	13-16	-	0,3-0,7	≤0,5	-	-	-
ХН60ВТ+Co+Ti	Осн.	≤0,10	23,5-26,5	15	13-16	-	2,0	≤0,5	-	-	-
ЧС70	Осн.	0,06-0,12	15,0-15,7	10,0-11,5	4,5-6,0	1,5-2,5	4,2-5,0	2,4-3,2	0,1-0,3	-	-

Таблица 2.2

Механические свойства сплавов

сплав	Температура испытаний, °С	Механические свойства			
		$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_в$, МПа	σ_{100}	δ, %
ЧС70	600	833	-	-	3,0
	900	-	-	245	-
ВЖЛ12У	900	-	780	320	5,0
ЖС6У	900	-	800	330	5,0
ЖС6ФНК	900	-	850	450	12,0
ХН60ВТ	1000	60-70	130-160	25	50-60

2.2. Методика проведения исследований

2.2.1. Методы исследования высокотемпературного окисления

Согласно классическим работам Таммана [57], Пилмента и Бедворта [58] кинетика окисления металлов и сплавов определяется из термогравиметрической зависимости, описываемой параболической кривой:

$$(\frac{\Delta m}{S})^2 = Kp \cdot \tau,$$

где Δm – величина изменения массы приходящаяся на единицу площади окисления поверхности S,

τ – время,

Kp – параболическая константа скорости окисления.

Величину Kp определяли на стадии установившегося окисления, когда на поверхности образцов сформировалась защитная оксидная пленка, в случае применения покрытия оксидная пленка на основе оксида Al_2O_3 и скорость окисления в основном определяется скоростью скалывания окалины [59].

Исследование характеристик жаростойкости при изотермическом окислении проводилось на образцах в следующих состояниях:

- до азотирования;
- в азотированном состоянии;
- в азотированном состоянии с защитным покрытием, толщиной 30мкм.

Испытания проводились в корундовых тиглях в воздушной среде при температурах 1050°С и 1200°С в электропечи сопротивления С.0,1-1400.1Ф. Оценку результатов проводили по изменению удельной массы образцов ($\frac{\Delta m}{S}$, г/м^2), по внешнему виду, по изменению структуры поверхностного слоя, глубины коррозионных повреждений, а также рентгеноструктурным анализом фазового состава поверхностного слоя образцов. Образцы с тиглями взвешивали на аналитических весах после 5, 10, 20, 35, 55, 75 и 100 часов испытаний. Время окисления отсчитывалось с момента достижения образцами заданной температуры.

2.2.2. Методика исследования механических свойств

Образцы для механических испытаний изготавливались в соответствии с ГОСТ 11701-84 и ГОСТ 9651-84. Заготовки под образцы отрезались от листов на гильотинных ножницах с их последующим фрезерованием. Испытания проводились на разрывных машинах LFMZ и LFM, откалиброванных по стандартам EN-ISO 7500-1, ISO EN 9513, с высокотемпературными печами STE-12 H/1350C, с точностью регулирования температуры ± 2°C. Расчет прочности и пластичности проводился в автоматическом режиме.

Замер микротвердости проводили по ГОСТ 2999-75. Этот стандарт устанавливает метод измерения твердости по Виккерсу черных и цветных металлов при нагрузках от 9,8Н (1кгс) до 980Н (100кгс). С помощью метода Виккерса при небольших нагрузках можно определять твердость очень тонких поверхностных слоев. В качестве индентора использовался алмазный наконечник. При замере микротвердости, поверхность испытываемых образцов зачищалась. Исследования проводили на установке LEICA MHT-10 при нагрузке 100г. Расчет микротвердости проходило в автоматическом режиме.

Определение остаточных напряжений проводилось механически по методу высвобождения деформации на измерительно-вычислительном комплексе МерКулОн «Тензор-3» при непрерывном стравливании металла с исследуемой поверхности образца в условиях постоянства скорости травления и автоматическом расчете результатов исследования в реальном масштабе времени, глубина травления образцов – 250мкм.

2.2.3. Металлографические исследования

Металлографические исследования были проведены на оптическом микроскопе LEICA MD IRM и электронном растровом микроскопе JEOL JSM 5600 в первичных и обратноотраженных электронах при различных увеличениях, а также с использованием микрорентгеноспектрального анализа микроструктуры. Для металлографического травления использовался раствор Марбле – 40гр. $CuSO_4$, 220мл. H_2O, 220мл. H_2O, травление 4-6 с. и электролитическое травление в

течение 10-11 с. в растворе 500гр. H_3PO_4, 50гр. CrO_3. Изготовление шлифов проводилось на установке Tegramin-25, величина зерна оценивалась по ГОСТ 5639-82.

Параметры решетки твердого раствора и частиц нитрида титана определяли на дифрактометре ДРОН-6 рентгенографическим методом.

Для определения элементного состава покрытия проводили микрорентгеноспектральный анализ на приборе Camebax.

2.2.4. Методика исследования свариваемости

Исследование свариваемости проводили с помощью электронно-лучевой сварочной установки ЭЛУ-20 с использованием электрического блока БЭП-60/15к с прямонакальной пушкой ЭПК-60/30 в вакууме порядка $0{,}5\cdot10^{-3}$мм.рт.ст. ($6{,}6\cdot10^{-8}$атм); волоконного иттербиевого лазера ЛС-5 в автоматическом режиме без присадочного материала в среде защитного газа; автоматической аргоно-дуговой сварки с присадочной проволокой ЭП533, а также ручной аргоно-дуговой сварки. Сварка проводилась в форме проплава образца (холостой шов) и с использованием технологических подкладок.

Образцы, подлежащие сварке, проходили механическую обработку, плоскости зачищались наждачной шкуркой на тканевой основе, обезжиривались ацетоном высшего сорта по ГОСТ 2768-84 (массовая доля ацетона (C_3H_6O) - не менее 99,75%; массовая доля воды – не более 0,20%) при помощи х/б салфеток. Использовался аргон ВЧ 99,998% ТУ 6-21-12-99.

Глава 3. Исследование структурных изменений в жаропрочных никелевых сплавах при воздействии газовой среды

В газовом потоке, обтекающем детали двигателей, содержатся в основном оксиды углерода CO_2 и азота NO_x, которые вызывают окисление кислородом и насыщение азотом поверхностного слоя. Атомы кислорода вызывают окисление поверхностей, а азот диффундирует вглубь сплавов, что сопровождается формированием нитридов.

Для оценки влияния газовой среды на состояние поверхностного слоя деталей из сплавов ЖС6У, ВЖЛ12У, ЖС6ФНК, ХН60ВТ проводили насыщение образцов из указанных сплавов алюминием и хромом в вакууме в порошковой смеси, содержащей 40% Cr, 8% Al, Al_2O_3 – остальное, при температуре 1200°С в течение 1ч 20мин. Образцы из сплава ХН60ВТ оставались без покрытия. Хромоалитирование проводили в печи СЭВ 5,5/11,5И2 (рис.3.1).

Рис.3.1. Вакуумная печь СЭВ 5,5/11,5И2 для порошкового хромоалитирования

Затем образцы с покрытием и без покрытия загружали в трубчатую печь (рис. 3.2) и нагревали до температуры 1050°С в течение 30часов. Для сравнения эксперименты проводили в вакууме, в токе воздуха и в токе азота. Азот имел высокую степень очистки с точкой росы -65°С. Часть образцов из сплавов ЖС6У, ЖС6ФНК и ВЖЛ12У нагревались в состоянии без покрытия, так же, как и образцы из ХН60ВТ. Толщина покрытия составляла 60-70мкм. Массу образцов измеряли на аналитических весах.

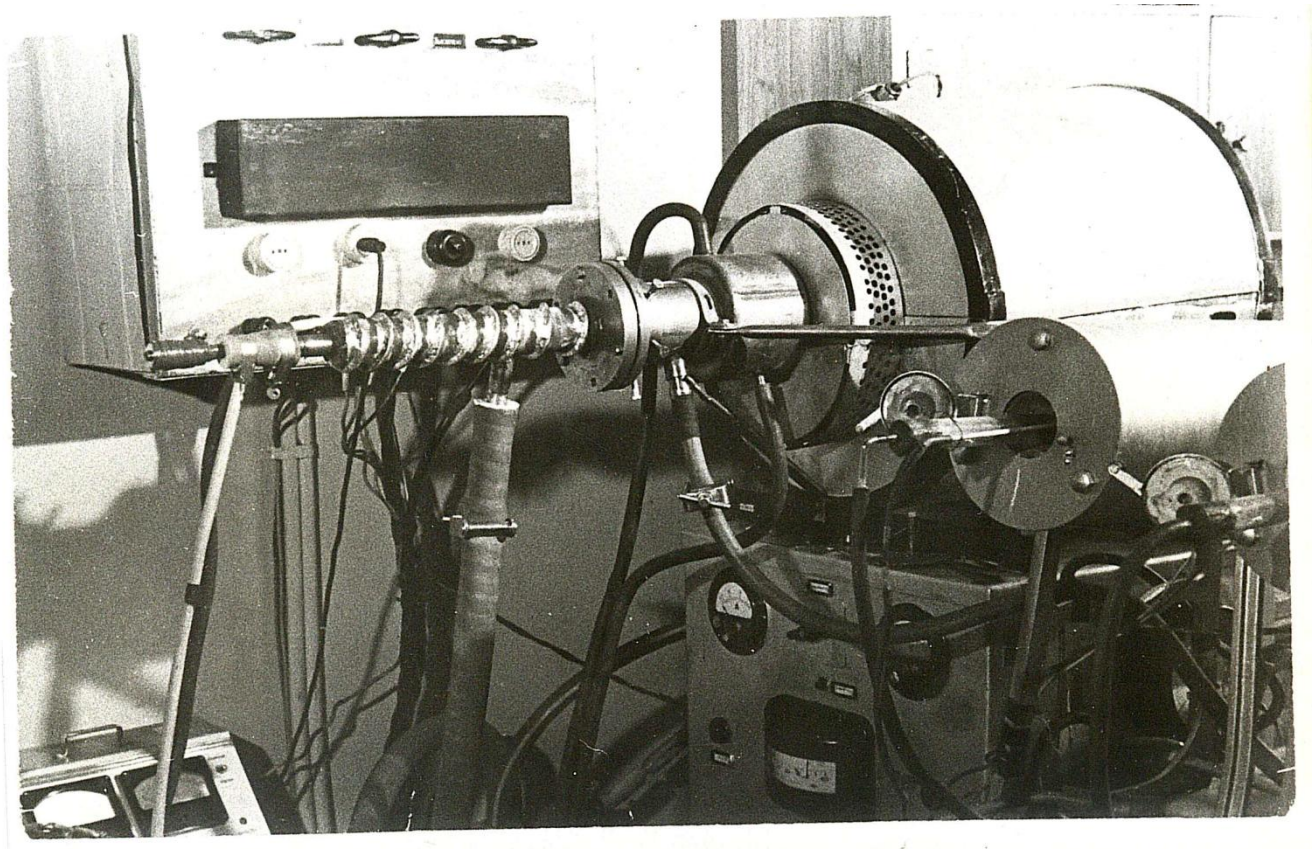


Рис. 3.2. Трубчатая печь для азотирования

Установлено, что химический состав сплавов оказывает существенное влияние на степень азотирования как на сплавах с покрытием, так и без покрытия (рис.3.3).

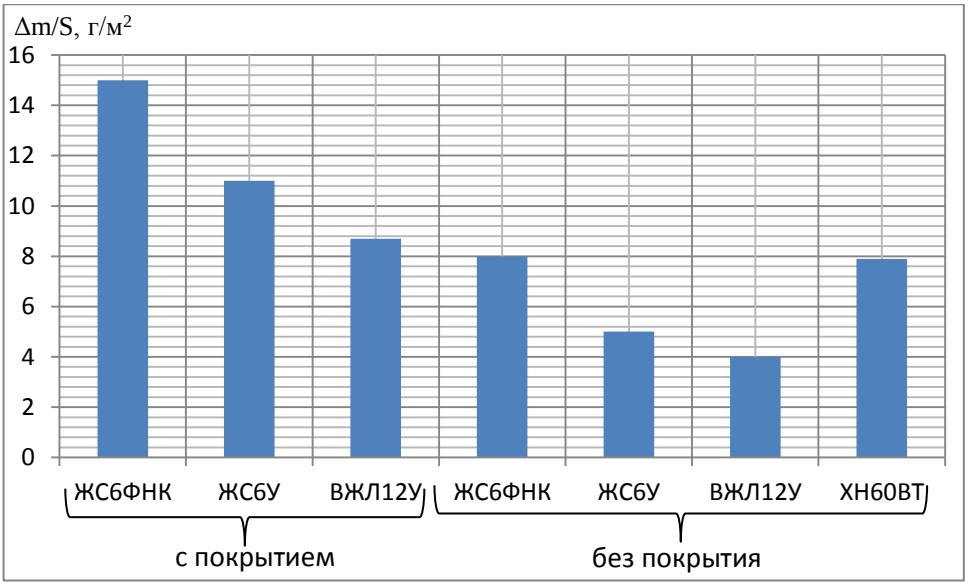


Рис.3.3. Влияние химического состава на степень азотирования сплавов при температуре 1050°С в течение 30ч

С увеличением содержания элементов образующих нитриды степень азотирования возрастает. Это отражается и на кинетических характеристиках процесса (рис.3.4, 3.5). Скорость азотирования сплавов с хромоалюминидным покрытием системы NiCrAl при температуре 1050°С в атмосфере молекулярного азота составляет, соответственно, для ЖС6ФНК $К_р$ = 3,2$\frac{г^2}{м^4 \cdot ч}$ и ВЖЛ12У $К_р$ = 1,06$\frac{г^2}{м^4 \cdot ч}$. Такое различие в скорости азотирования обусловлено, прежде всего, существенно более высоким содержанием вольфрама в сплаве ЖС6ФНК по сравнению со сплавом ВЖЛ12У. При нанесении покрытия процесс неизбежно сопровождается диффузией легирующих элементов сплавов в покрытия.

Как видно из рис. 3.5 отсутствие алюминидного покрытия на сплавах существенно уменьшает скорость насыщения азотом. Так, например, из сопоставления тех же сплавов можно видеть, что у ЖС6ФНК константа скорости азотирования при отсутствии покрытия составляет 0,82$\frac{г^2}{м^4 \cdot ч}$ и ВЖЛ12У – 0,33$\frac{г^2}{м^4 \cdot ч}$, а для ХН60ВТ – 0,73$\frac{г^2}{м^4 \cdot ч}$.

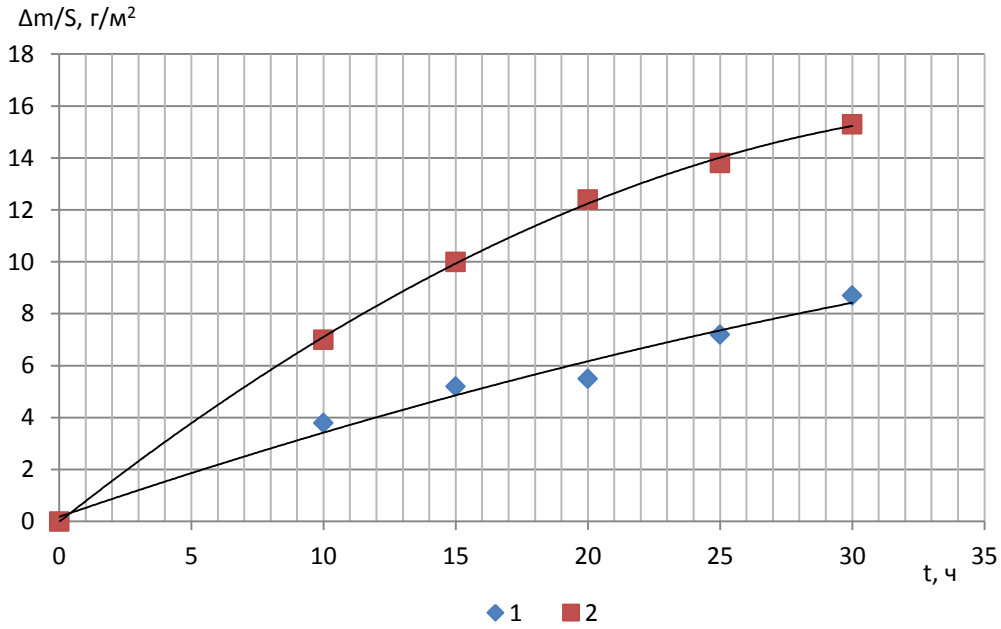


Рис.3.4. Изменение удельной массы ($\frac{\Delta m}{S}$) сплавов ВЖЛ12У (1) и ЖС6ФНК (2) с покрытием NiCrAl при температуре азотирования 1050°С

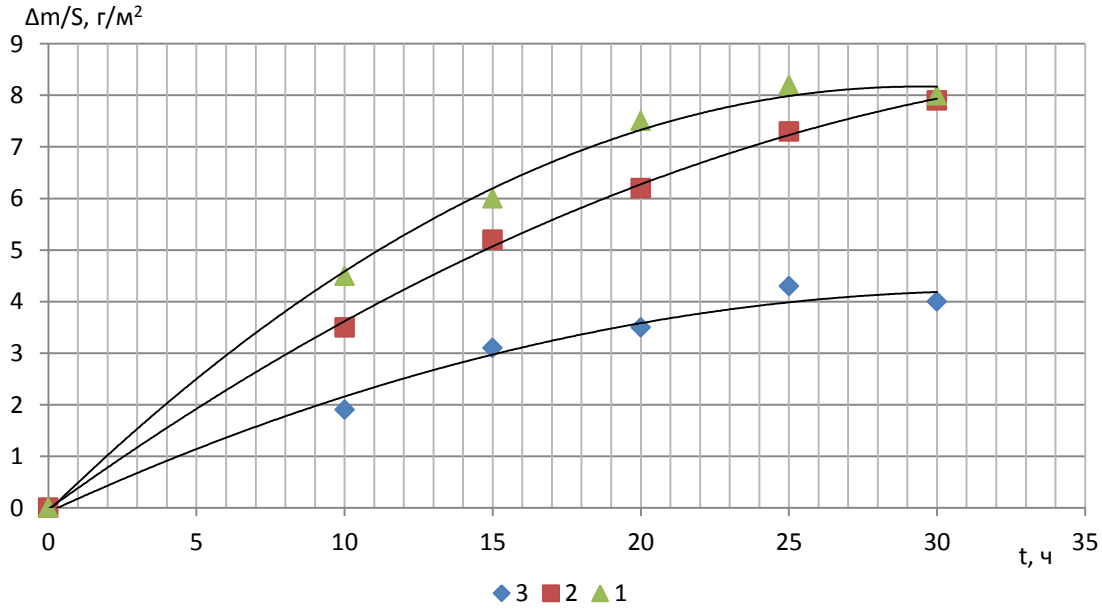


Рис.3.5. Изменение удельной массы ($\frac{\Delta m}{S}$) образцов без покрытия из сплавов ЖС6ФНК (1), ХН60ВТ (2), ВЖЛ12У (3) при температуре азотирования 1050°С

С увеличением суммарного содержания Cr, W, Mo, Nb, Ti – элементов образующих устойчивые нитриды, скорость азотирования сплавов увеличивается.

Следует отметить роль алюминия в поверхностном слое покрытия. При содержании алюминия примерно 24-26% в слое покрытия, скорость насыщения азотом существенно возрастает. Непокрытые образцы насыщаются азотом значительно медленнее. Это хорошо согласуется с теорией активности элементов к азоту. Известно [60], что в ряду активности алюминий близок к редкоземельным металлам: Ni–>Co–>Fe–>Mn–>Cr–>Mo–>W–>Nb–>V–>Ti–>Zr–>Hf–>Al–>РЗМ. Азот обладает высокой диффузионной подвижностью, большей чем кислород. Азот активно растворяется в никеле, однако нитридов с никелем, кобальтом не образует, так как они неустойчивы.

В сплаве нитриды образуются прежде всего на границах зерен (рис.3.6).

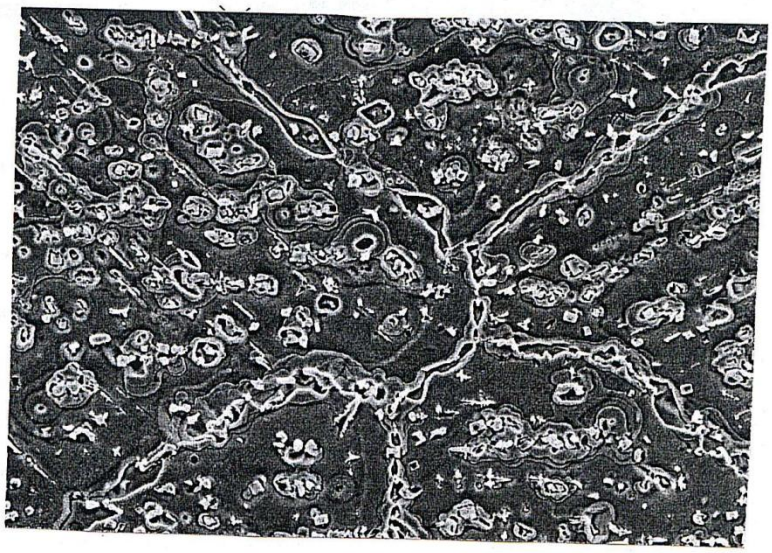
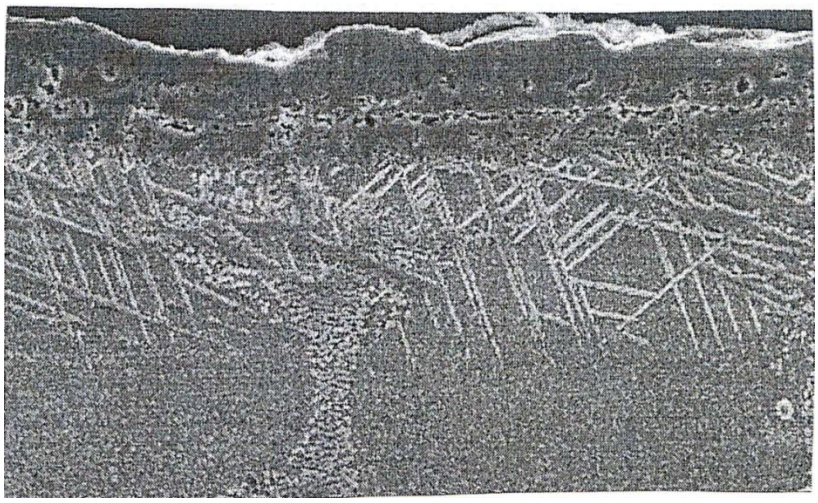
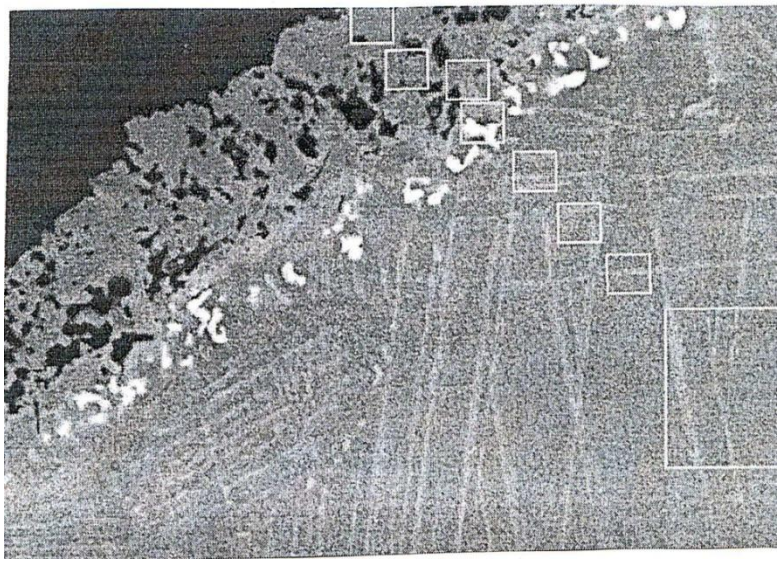


Рис.3.6. Структура сплава ХН60ВТ+Co+Ti после азотирования при температуре 1200°С в течение 30 часов (х1000)

Механизм формирования устойчивых частиц нитридов в сплавах с покрытием протекает с образованием направленных игольчатых структур (рис.3.7).



а) после 50 часов (х500)



б) после 150 часов (х500)

Рис.3.7. Структура хромоалитированного покрытия на сплаве ЧС88У после окисления на воздухе при температуре 1050°С

С течением времени глубина азотированного слоя существенно возрастает.

Анализ алитированных лопаток турбины двигателя после 250 часов эксплуатации показал, что азот неравномерно распределяется по глубине слоя. Максимальное содержание азота наблюдается во внешней зоне покрытия, представленной фазой β-NiAl (рис.3.8). Углерод содержится главным образом в отложениях нагара на поверхности покрытия, а кислород в оксидной пленке на основе Al_2O_3. Проникая под покрытие, азот соединяется с легирующими элементами и образует пластинчатые структуры нитридов.

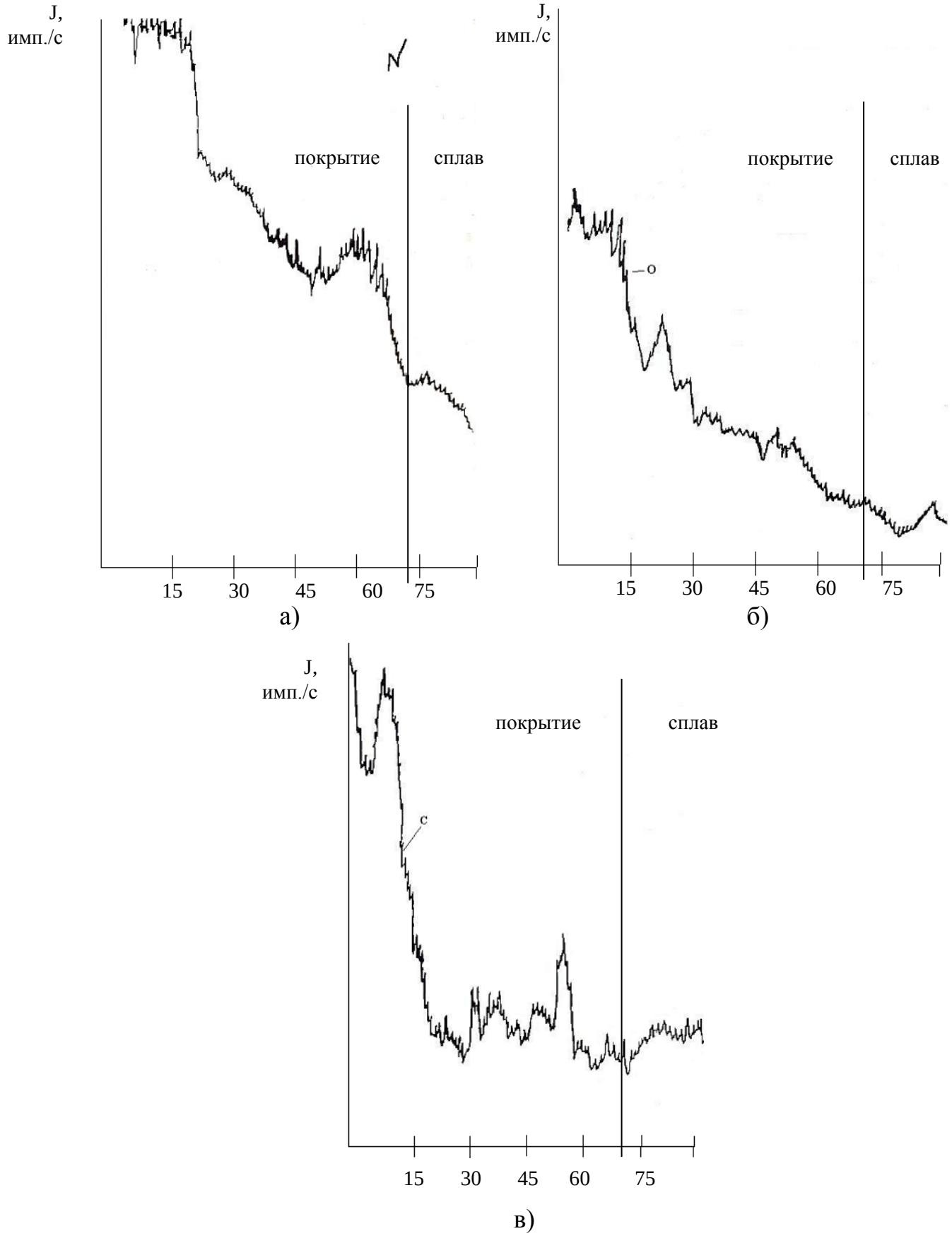


Рис.3.8. Интенсивность (J) распределения N (а), O (б), C (в) по глубине слоя алюминидного покрытия на лопатке турбины двигателя Р29-300 (наработка 250 часов, сплав ВЖЛ12У)

Аналогичные явления наблюдаются и при работе газотурбинного двигателя на лопатках турбины с теплобарьерным покрытием из диоксида циркония стабилизированного оксидом иттрия. Через 650ч наработки турбины под металлическим покрытием системы Ni-Cr-Al образуются игольчатые пластины (рис. 3.9). В диффузионной зоне и в зоне игл наблюдается высокое содержание вольфрама (табл. 3.1).

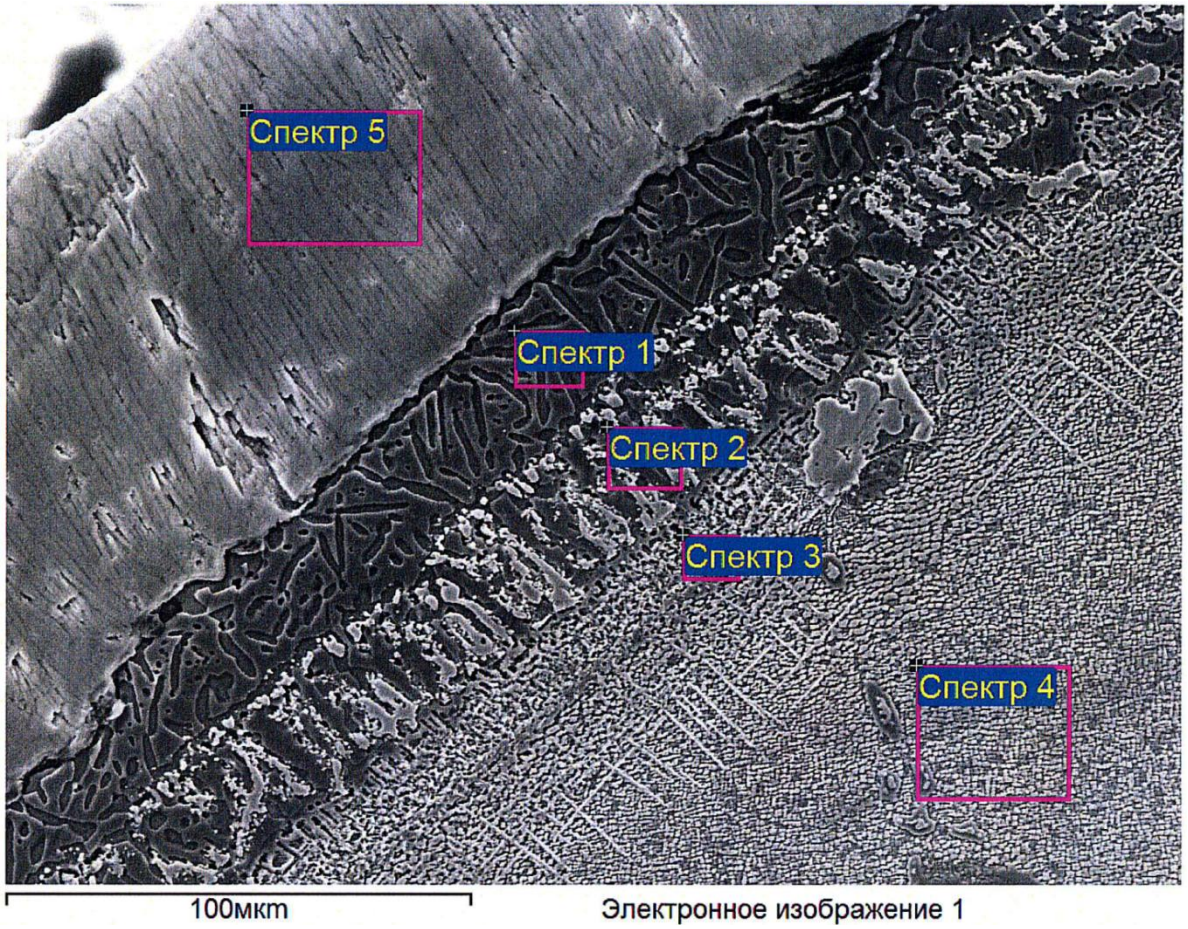


Рис.3.9. Структура теплобарьерного покрытия на лопатке турбины из сплава ЖС6ФНК после 650часов наработки

Таблица 3.1

Распределение элементов по глубине покрытия системы NICrAl после 650часов наработки, вес. %

Спектр	O	Al	Ti	V	Cr	Co	Ni	Y	Zr	Nb	Mo	W
Спектр 1	-	18,10	0,86	0,60	4,44	7,49	68,52	-	-	-	-	-
Спектр 2	-	11,06	0,75	0,94	6,05	8,12	54,59	-	-	-	-	18,50
Спектр 3	-	6,97	0,83	1,08	7,47	10,12	58,69	-	-	-	-	14,84
Спектр 4	-	6,71	1,35	1,09	4,90	8,86	66,02	-	-	0,98	0,66	9,44
Спектр 5	30.83	-	-	-	-	-	-	2,43	66,74	-	-	-

При более высоком увеличении можно отметить, что такие пластинчатые образования неоднородны и образуются в твердом растворе между частицами упрочняющей γ′-фазы (рис.3.10).

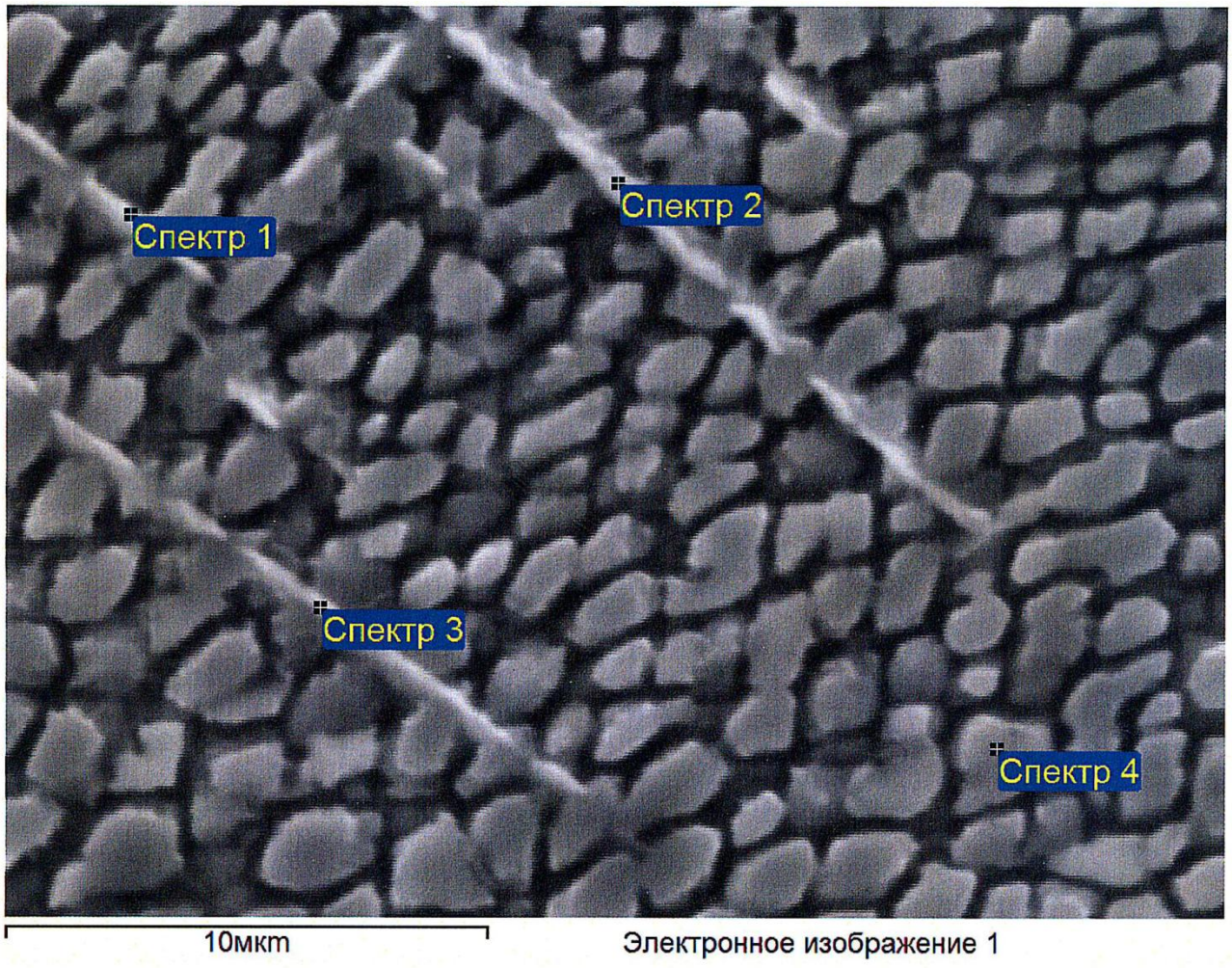


Рис.3.10. Структура игольчатых фаз

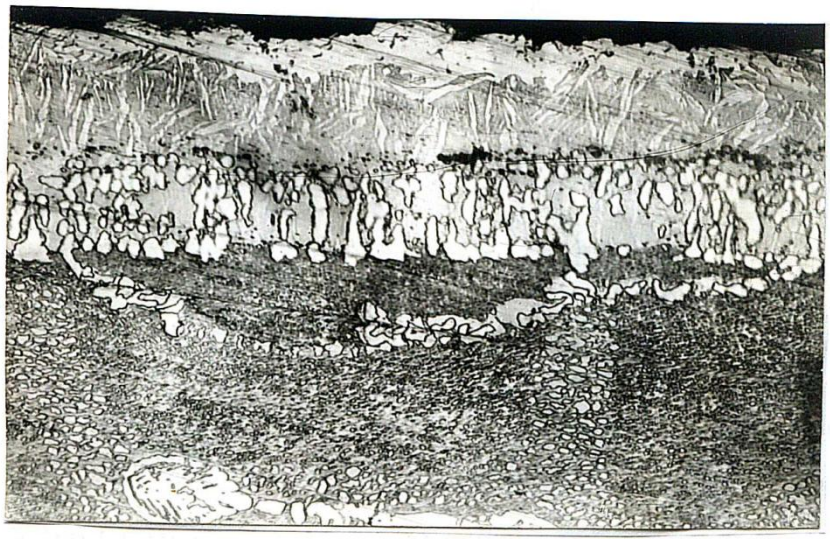
Среднее содержание вольфрама в частицах 18-21% (табл. 3.2).

Таблица 3.2

Химический состав светлых участков структурных составляющих игольчатой фазы, вес. %

Спектр	Al	Ti	V	Cr	Co	Ni	Nb	Mo	W
Спектр 1	7,16	1,25	0,87	6,74	9,81	55,63	-	-	18,54
Спектр 2	4,24	1,23	0,80	6,32	9,13	50,50	-	6,12	21,68
Спектр 3	6,51	1,44	0,90	5,39	9,12	56,08	-	-	20,56
Спектр 4	9,23	1,65	1,00	3,64	7,45	67,43	1,76	-	7,84

При нагреве в вакууме образцов с покрытием игольчатые фазы не образуются (рис.3.11).



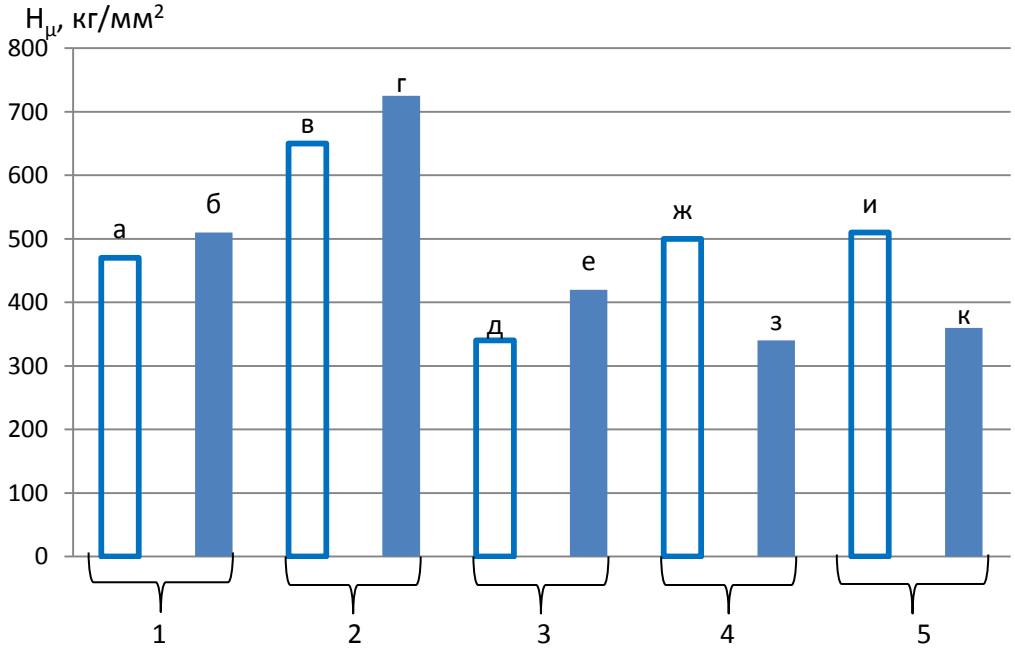
а) после хромоалитирования

б) после вакуумного отжига при температуре 1050°С в течении 30 часов

Рис.3.11. Структура сплава ЖС6ФНК с покрытием системы NiCrAl (х500)

В азоте при температуре 1050°С игольчатые структуры под покрытием образуются через 8-10часов, а на воздухе через 70-80часов.

Формирование нитридов в поверхностном слое сплавов под алюминидными покрытиями сопровождается незначительным повышением твердости как покрытия, так и непосредственно игольчатой зоны сплава под покрытием (рис. 3.12).



до азотирования: а – внешняя зона покрытия; в –диффузионная зона покрытия; д – основа сплава; з – ХН60ВТ; к – ХН60ВТ+Co+Ti

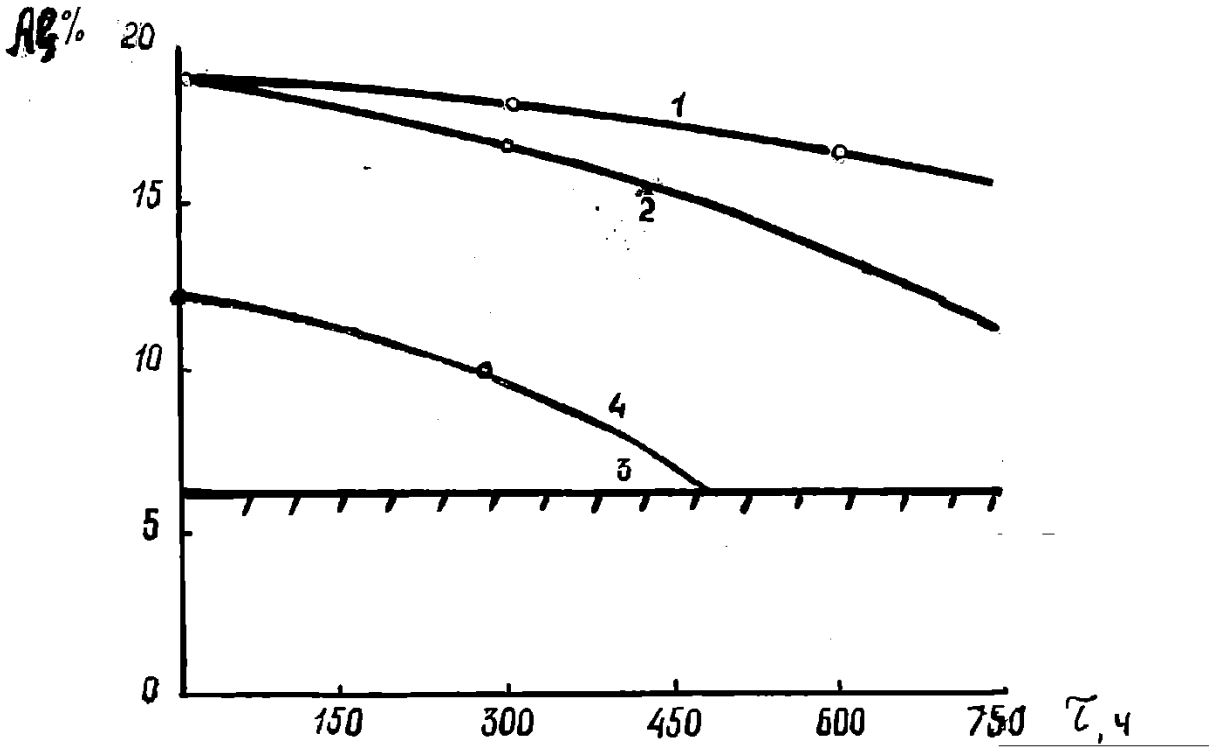
после азотирования: б – внешняя зона покрытия; г – диффузионная зона покрытия; е – зона под покрытием с нитридами легирующих элементов; ж – ХН60ВТ; и – ХН60ВТ+Co+Ti

* азотирование в токе азота при 1050°С

Рис.3.12. Микротвердость поверхностного слоя сплавов ЖС6У с покрытием NiCrAlY (1, 2, 3), ХН60ВТ (4) и ХН60ВТ с добавкой Co и Ti (5)

В связи с тем, что алюминидные покрытия ускоряют процесс диффузионного насыщения сплавов азотом, рекомендовано процесс упрочнения нитридами легирующих элементов проводить после предварительного алитирования (хромоалитирования, алюмосилицирования) деталей.

В связи с тем, что при эксплуатации деталей с алюминидными покрытиями содержание алюминия уменьшается (рис.3.13), так как алюминий в основном расходуется на формирование защитной оксидной пленки, то одновременно снижается и скорость азотирования деталей (рис. 3.14).



1 – порошковое покрытие системы NiCrAl, окисление 1100°С; 2 – порошковое покрытие системы NiCrAl, испытания на ГТУ; 3 – уровень Al в сплаве; 4 – напыленное покрытие системы NiCrAl, испытания на ГТУ

Рис.3.13. Кинетика изменения содержания алюминия в покрытиях на сплаве ЖС6У

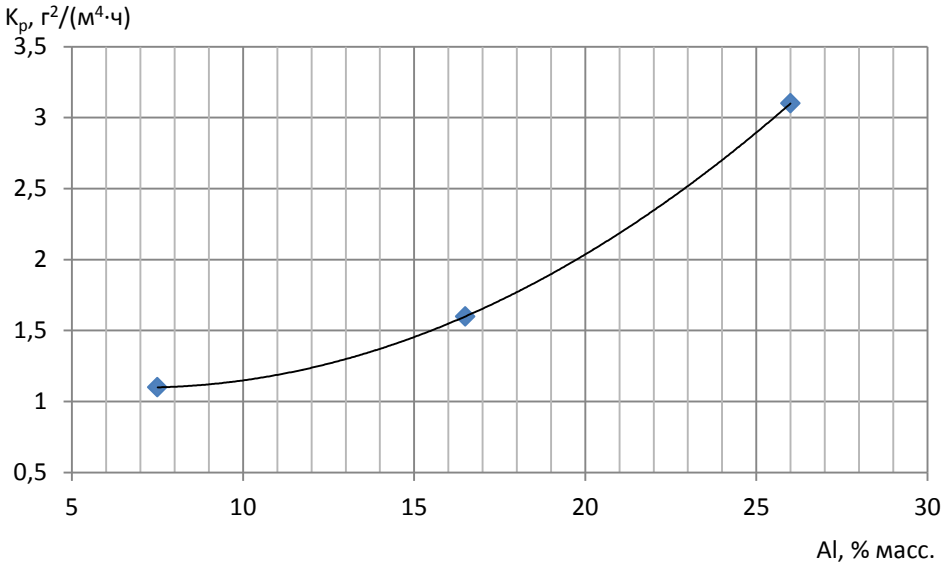


Рис.3.14. Влияние содержания алюминия в алюминидном покрытии NiCrAl на константу скорости азотирования сплава ЖС6ФНК при температуре 1050°С в токе молекулярного азота

Моноалюминид никеля β-NiAl является основной структурной составляющей алюминидных жаростойких покрытий, применяемых для защиты деталей газотурбинных двигателей от газовой коррозии. Этот интерметаллид β-NiAl имеет объемноцентрированную кубическую решетку, существует в достаточно широкой области гомогенности (рис. 3.15) и относится к промежуточным фазам, обладающим постоянной электронной концентрацией.

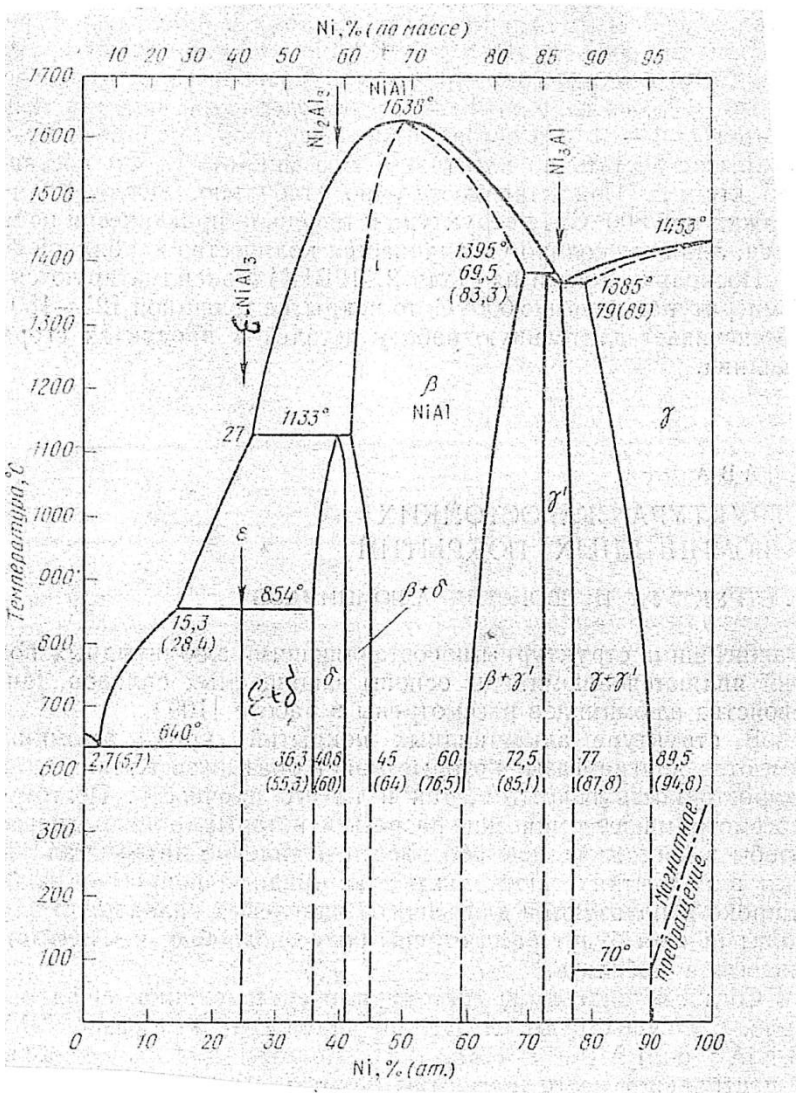


Рис. 3.15. Диаграмма состояния сплавов системы Ni-Al [61]

В кристаллической решетке фазы NiAl центры занимают атомы никеля, а вершины куба – атомы алюминия, которые отличаются более высоким значением размеров по отношению к атомам никеля.

Известно что в фазе NiAl всегда содержится незначительное количество вакансий [62]. При практическом использовании фазы NiAl в качестве защитных покрытий содержание алюминия, как правило, меньше 50% ат., и по мере наработки деталей в газовом потоке, в связи с протеканием окислительных процессов, содержание алюминия уменьшается и, соответственно, уменьшается параметр кристаллической решетки (рис. 3.16).

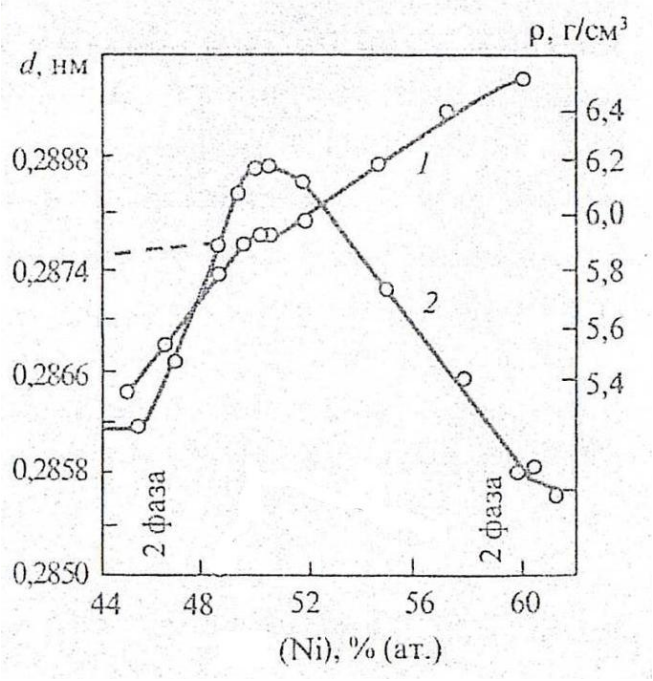


Рис. 3.16. Влияние содержания алюминия на плотность и параметр решетки фазы β-NiAl [63]

Атомы никеля заменяют атомы алюминия в кристаллической решетке и это сопровождается увеличением плотности, поскольку атомы никеля тяжелее, чем атомы алюминия. Можно предположить, что уменьшение константы скорости диффузии азота в фазе β-NiAl покрытия обусловлено как непосредственно уменьшением содержания алюминия, как элемента, обладающего повышенной активностью к азоту, так и увеличением плотности упаковки атомов в фазе β-NiAl, обусловленной замещением атомов алюминия, атомами никеля.

В общем случае уменьшение содержания алюминия в покрытиях на основе алюминидов никеля при газовой коррозии подчиняется аналитической зависимости:

$$Al_{Пi} = Al_0 - k\cdot\sqrt{\tau}, \quad (3.1)$$

где Al_0 – содержание алюминия в покрытии после нанесения на детали, %,

$Al_{Пi}$ – содержание алюминия в покрытии, изменяющееся при коррозии, %,

τ – время, ч,

k – константа.

Для порошкового покрытия системы Ni-Cr-Al модифицированного иттрием:

$$Al_{ПП} = 18 - 0{,}17\cdot\sqrt{\tau}, \quad (3.2)$$

а для конденсационного покрытия системы Ni-Cr-Al модифицированного иттрием, полученного напылением на электронно-лучевой установке УЭ-175:

$$Al_{НП} = 12 - 0{,}16\cdot\sqrt{\tau}\,. \quad (3.3)$$

Уменьшение содержания алюминия до величины его концентрации в сплаве определяет долговечность покрытий при газовой коррозии.

Поскольку содержание алюминия в покрытии по мере наработки на газотурбинных двигателях снижается, то легко понять причину уменьшения скорости насыщения поверхностного слоя сплавов азотом по мере выработки ресурса покрытиями.

Изменение константы скорости азотирования Kp сплава ЖС6ФНК с алюминидным покрытием можно описать следующим уравнением:

$$Kp = Kp_0 + a\cdot Al_{п}^{n}, \quad (3.4)$$

Где Kp_0 – константа скорости азотирования сплава,

$Al_{п}$– содержание алюминия в покрытии,

n – показатель степени,

a – коэффициент.

Кинетическая зависимость будет выглядеть следующим образом:

$$Kp = Kp_0 + a\cdot(Al_0 - k\cdot\sqrt{\tau}) \quad (3.5)$$

При азотировании перемещение атомов азота происходит по междоузлиям кристаллической решетки металлов. Атомы азота, также как и атомы углерода, имеют высокую энергию связи с дислокациями и могут закрепляться на дислокациях, образуя различные атмосферы (Снука, Коттрелла, Сузуки),

уменьшая их подвижность в металлах и сплавах [64, 65]. Дислокации тормозят диффузию атомов азота. Однако, такое явление наблюдается при относительно низких температурах, а именно, ниже температуры начала рекристаллизации. При высоких температурах взаимодействие дислокаций с внедренными атомами значительно снижается, поскольку они теряют свою устойчивость. По данным приведенным в работе [66] увеличение концентраций дислокаций путем деформационного упрочнения сопровождается увеличением энергии активации диффузии азота в деформированном состоянии, что объясняется уменьшением скорости диффузии атомов азота, причем этот эффект усиливается при уменьшении температуры азотирования и практически теряется при высоких температурах.

Наличие алюминидного покрытия на поверхности сплавов способствует созданию повышенного градиента концентрации азота в поверхностном слое, который является движущей силой диффузионного процесса. При уменьшении расстояний между атомами, по которым осуществляются «перескакивание» атомов азота, в кристаллической решетке фазы β-NiAl происходит уменьшение диффузионной подвижности атомов азота и уменьшение градиента концентрации азота в поверхностном слое.

Поскольку в общем случае нитридных фаз в β-NiAl не обнаружено, то можно утверждать, что основная причина увеличения твердости покрытия после азотирования связана с твердорастворным упрочнением.

Таким образом, установлено, что алюминий в покрытиях фактически является ускорителем азотирования, причем скорость насыщения деталей азотом по мере роста наработки высокотемпературных деталей значительно уменьшается. Мы полагаем, что аналогичный механизм повышения эффективности азотирования наблюдается в стали 38Х2МЮА, содержащей алюминий и не образующей нитриды алюминия при азотировании.

При отработке технологии упрочнения деталей нитридами титана использовали сплав ХН60ВТ (ВЖ98) – сплав №1 и сплав №2, в который дополнительно вводили кобальт для улучшения пластичности и титан для

увеличения объемного содержания частиц нитрида TiN и повышения эффективности упрочнения.

Выводы по главе 3

1. Установлено влияние химического состава и наличия защитного покрытия на скорость азотирования сплавов с покрытием на основе алюминидов никеля.

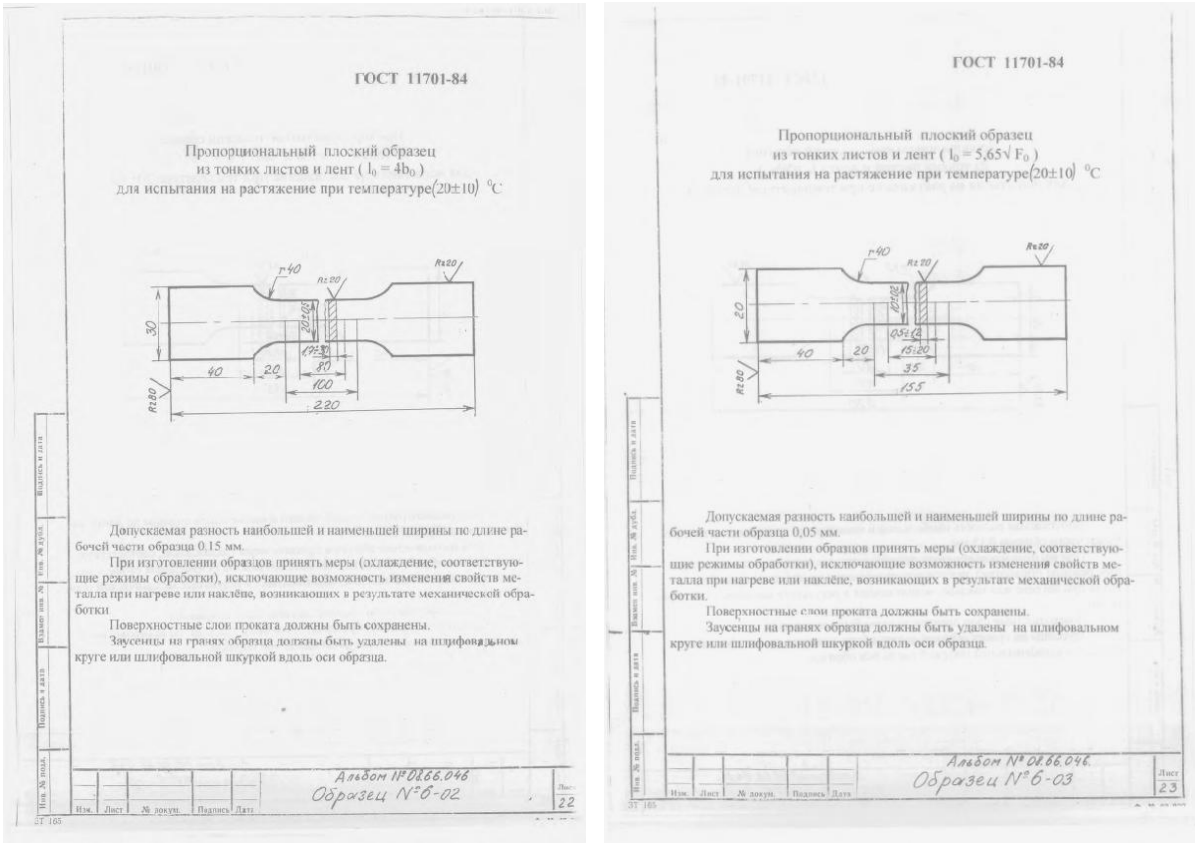
2. Установлено, что алюминий в покрытиях ускоряет процесс азотирования, причем скорость насыщения деталей азотом по мере роста наработки высокотемпературных деталей значительно уменьшается.

3. В связи с тем, что алюминидные покрытия ускоряют процесс диффузионного насыщения сплавов азотом, рекомендовано процесс упрочнения нитридами легирующих элементов проводить после предварительного алитирования (хромоалитирования, алюмосилицирования) деталей.

Глава 4. Исследование структуры и свойств сплавов с нитридным упрочнением

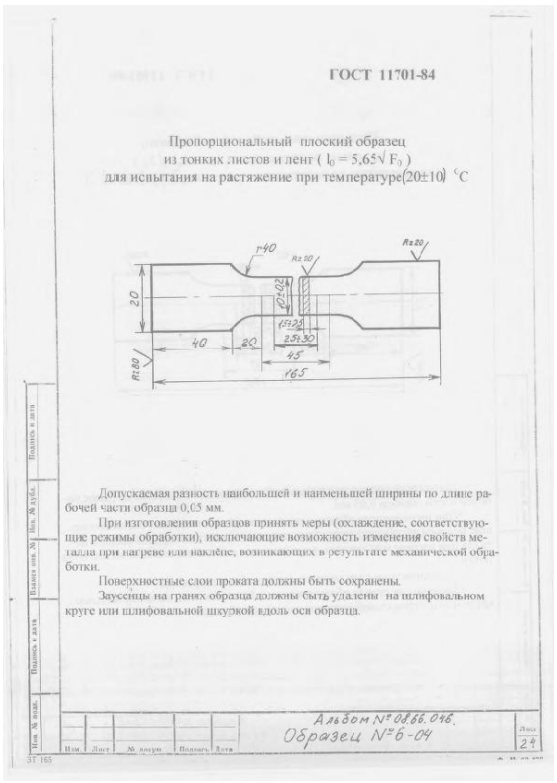
4.1. Механические свойства

При испытаниях на механические свойства на листах из сплава № 2, толщиной 0,8мм был зафиксирован следующий уровень механических свойств (табл. 4.1) и длительной прочности (табл. 4.2). Образцы для механических испытаний изготавливались в соответствии с ГОСТ 11701-84 и ГОСТ 9651-84 (рис. 4.1, 4.2). Заготовки под образцы отрезались от листов на гильотинных ножницах с их последующим фрезерованием. Испытания проводились на разрывных машинах LFMZ 50 и LFM, откалиброванных по стандартам EN-ISO 7500-1, ISO EN 9513, с высокотемпературными печами STE-12 H/1350C, с точностью регулирования температуры ± 2°C.

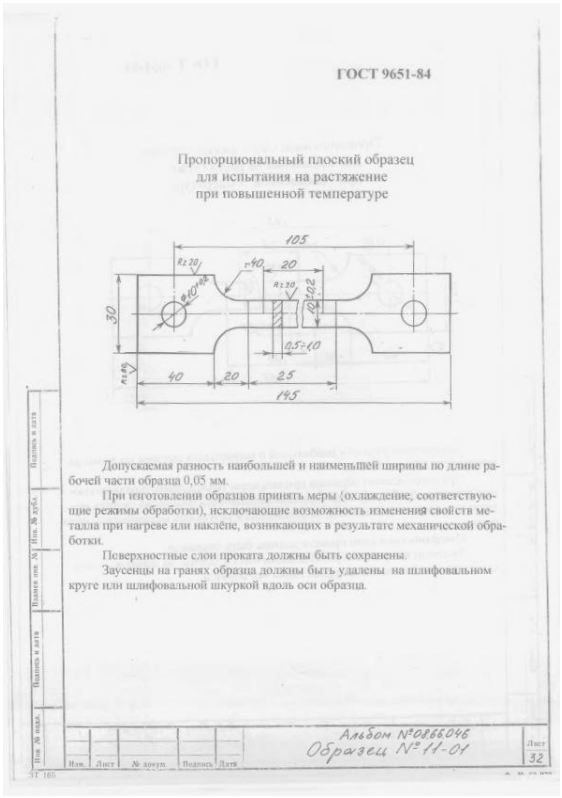


а) толщина 3,0мм б) толщина 0,8мм, 1,0мм, 1,2мм

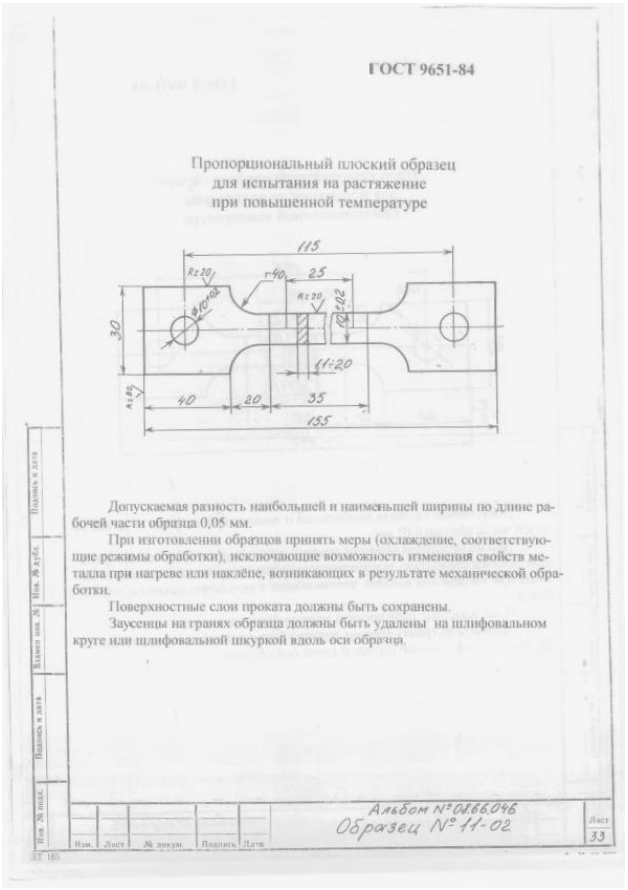
Рис. 4.1. Образцы для механических испытаний



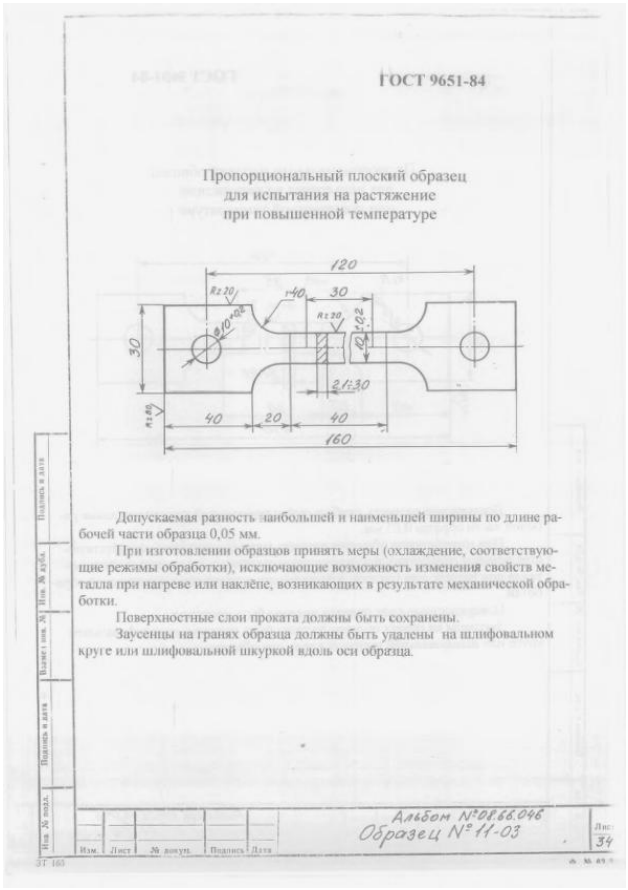
в) толщина 1,5мм, 2,5мм



г) толщина 0,8мм, 1,0мм



д) толщина 1,2мм, 1,5мм



е) толщина 2,5мм, 3,0мм

Продолжение рис. 4.1. Образцы для механических испытаний

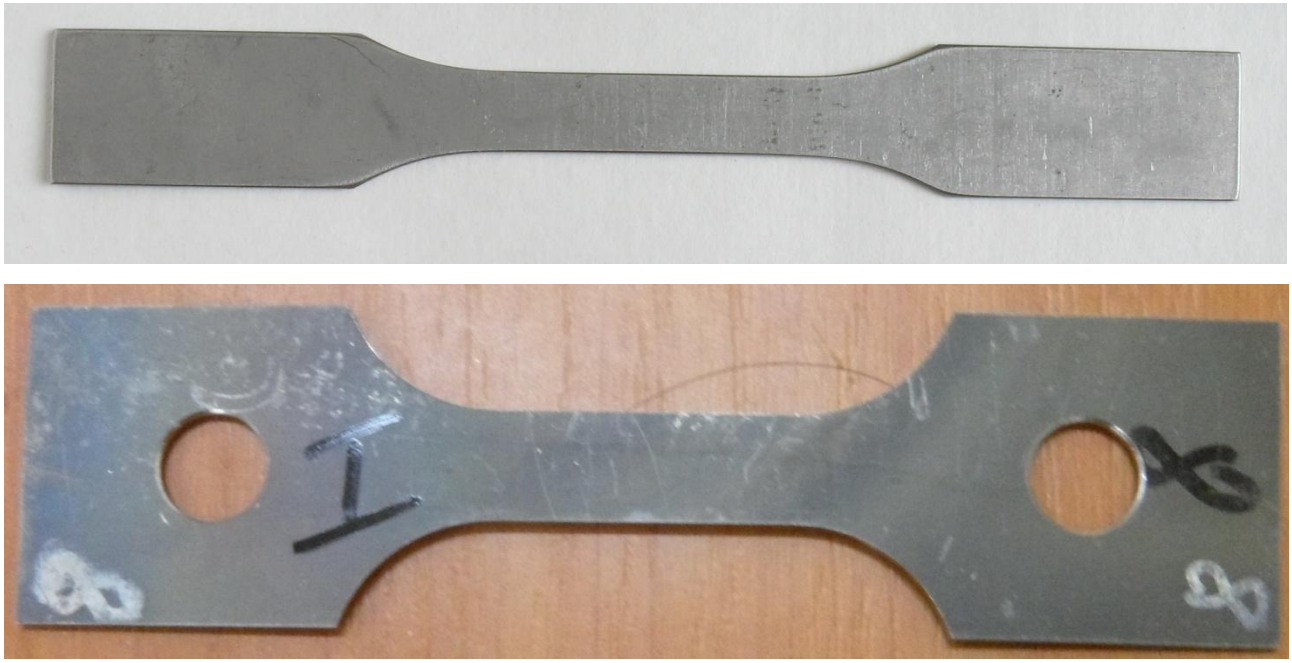


Рис. 4.2. Внешний вид образцов до испытаний

Таблица 4.1

Механические свойства сплава № 2 при температуре 20°С, 1000°С, 1200°С (лист 0,8мм)

объект исследования	направление волокна	Т исп., °С	Механические свойства			
			$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_в$, МПа	δ, %	Ψ, %
лист из сплава № 2	продольное	20	733,6 738,0	1192,7 1183,7	43,5 42,4	34,4 35,5
		1000	104,7 109,1	108,8 113,8	165,8 166,7	89,5 92,8
		1000	88,5 88,7	92,6 92,9	197,7 166,5	86,1 88,0
		1200	40,4 41,5	44,7 44,8	57,7 54,6	39,8 35,6
лист из сплава № 2	поперечное	20	721,5 709,7	1150,6 1146,9	42,9 44,1	43,5 38,8
		1000	112,2	116,4	143,4	84,9
		1200	41,9	46,6	57,4	35,4

Таблица 4.2

Длительная прочность сплава № 2 (лист 0,8мм)

объект исследования	направление волокна	Длительная прочность		
		Т исп.,°С	Напряжение, МПа	Кол-во час
лист из сплава № 2	продольное	1000	64	0-19* сломался 0-20* сломался
	поперечное	1000	64	0-20* сломался

* - образцы сломались при загрузке

У полученного материала, до азотирования, предел прочности при 1000°С на порядок меньше комнатного значения $\sigma_в$, а длительная прочность при температуре 1000°С и нагрузке 64МПа близка к нулевому уровню.

После проведения объёмного азотирования из листовых заготовок-свидетелей были изготовлены образцы для механических испытаний. В таблицах 4.3, 4.4 представлены результаты механических испытаний и испытаний длительной прочности образцов из листа толщиной 0,8мм.

Таблица 4.3

Механические свойства сплава № 2 после азотирования при температуре 20°С, 1000°С, 1200°С (листы 0,8мм)

объект исследования	направление волокна	Т исп., °С	Механические свойства			
			$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_в$, МПа	δ, %	Ψ, %
лист из сплава № 2	продольное	20	626,1	946,1	3,6	9,6
		1000	223,7	256,8	10,4	15,5
		1200	88,5	102,7	27,9	24,2
	поперечное	20	629,3	952,0	4,0	9,4
		1000	234,7	259,9	9,8	14,6
		1200	87,5	102,1	24,7	20,6

Таблица 4.4

Результаты испытаний длительной прочности (лист 0,8мм)

объект исследования	направление волокна	Длительная прочность		
		Т исп.,°С	Напряжение, МПа	Кол-во час.
лист из сплава № 2	продольное	1000	64	133-40 сломался
	поперечное	1000	64	150-12 сломался

Рис. 4.3. Внешний вид образцов после испытания

Из таблицы 4.3 и 4.4 следует, что:

1. Пластичность сплава при комнатной температуре низкая, δ порядка 3-4%.

2. Азотирование повышает предел прочности $\sigma_в$ и предел текучести $\sigma_{0,2}$ при температуре 1000°С почти в два раза.

Механические свойства и значения длительной прочности образцов, толщиной от 0,8мм до 3,0мм, сплавов № 1 и № 2 в азотированном состоянии представлены в таблицах 4.5 и 4.6.

Таблица 4.5

Результаты механических испытаний образцов сплавов № 1 и № 2

объект исследования	Т исп., °С	Механические свойства			
		$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_в$, МПа	δ, %	Ψ, %
лист из сплава № 1, толщ. 0,8мм	20	414,9 427,1	558,3 602,7	1,4 2,2	3,2 3,6
	1000	169,8 169,1	193,7 193,1	38,3 38,4	33,0 36,3
лист из сплава № 2, толщ. 1,0мм	20	602,5	913,2	6,1	9,9
	1000	224,5 230,7	250,5 257,0	8,4 7,5	13,2 19,5
лист из сплава № 2, толщ. 1,5мм	20	522,3	800,1	7,7	10,3
	1000	199,2	218,2	20,6	21,0
лист из сплава № 2, толщ. 3,0мм	20	362,3	640,0	10,2	14,6
	1000	182,2 181,9	191,6 194,8	13,3 15,2	12,9 12,9
	20	377,6	653,2	10,5	13,6
	1000	181,9 184,2	194,8 190,0	15,2 21,3	12,9 18,3

Таблица 4.6

Результаты испытаний на длительную прочность образцов сплавов № 1 и № 2

объект исследования	Длительная прочность		
	Т исп.,°С	Напряжение, МПа	Кол-во час.
1	2	3	4
лист из сплава № 1, толщ. 0,8мм	1000	64	5-45 сломался
	1000	64	5-56 сломался

1	2	3	4
лист из сплава № 2, толщ. 1,0мм	1000	64	38-43 сломался
	1000	64	40-36 сломался
лист из сплава № 2, толщ. 1,5мм	1000	64	66-59 сломался
лист из сплава № 2, толщ. 3,0мм	1000	64	8-34 сломался
	1000	64	22-38 сломался

Следует отметить, что прочность образцов толщиной 1,5мм и 3,0мм меньше аналогичных свойств более тонких образцов с толщинами 0,8мм и 1,0мм. Снижение механических свойств можно объяснить снижением среднего объёмного содержания упрочняющих частиц нитридов в зависимости от толщины листов.

Механические свойства азотированного сплава № 1 при 20°С и 1000°С и длительная прочность при 1000°С значительно уступают сплаву № 2.

Результаты испытаний на длительную прочность при температуре 1200°С сплава № 2 представлены в таблице 4.7.

Таблица 4.7

Результаты испытаний на длительную прочность образцов из сплава № 2

объект исследования	Длительная прочность		
	Т исп.,°С	Напряжение, МПа	Кол-во час.
Образец толщиной 0,8мм	1200	23	00-35 сломался
	1200	23	00-34 сломался
Образец толщиной 1,2мм	1200	23	22-21 сломался
	1200	23	21-18 сломался
Образец толщиной 3,0мм	1200	23	12-02 сломался
Образец толщиной 0,8мм	1200	23	17-09 сломался
	1200	23	16-17 сломался
Образец толщиной 0,8мм	1200	12	186-00 сломался
	1200	15	144-00 сломался

Из полученных результатов можно сказать, что длительная прочность при температуре 1200°С азотированного сплава № 2 находится на уровне 17…19МПа.

У сплава № 2, до азотирования, предел прочности при 1000°С на порядок меньше значения при комнатной температуре, а длительная прочность при 1000°С и нагрузке 64 МПа, близка к нулевому уровню. После объёмного азотирования, предел прочности $\sigma_в$ и предел текучести $\sigma_{0,2}$ при 1000°С повысились почти в два раза. Прочность образцов толщиной 1,5мм и 3,0мм меньше аналогичных свойств более тонких образцов с толщинами 0,8мм и 1,0мм, что объясняется неполным процессом азотирования по толщине листа и как следствие снижением среднего содержания на единицу толщины упрочняющих частиц нитридов. Длительная прочность сплава № 2 после азотирования при 1200°С составляет порядка 17…19МПа.

4.2. Микроструктурные исследования

Микрорентгеноспектральным анализом микроструктуры образцов из сплава № 2 было выявлено, что в приповерхностных участках образуется гетерогенная структура, состоящая из нескольких нитридных соединений (Cr_2N, TiN), что связано с тем, что при насыщении матрицы сплава азотом в ней начинается образование дисперсных нитридов титана, как наиболее сильного нитридообразующего элемента, и фронт диффузии продвигается вглубь образца. Вместе с тем, по мере истощения матрицы титаном, у поверхности происходит формирование нитридов хрома, имеющего меньшее сродство к азоту, чем титан.

Металлографические исследования были проведены на оптическом микроскопе LEICA MD IRM и электронном микроскопе JEOL JSM 5600 при увеличении х100, 300, 500, 1000. Изготовление шлифов проводилось на установке Tegramin-25, величина зерна оценивалась по ГОСТ 5639-82.

Металлографическими исследованиями было установлено, что сквозное азотирование прошло только на листах толщиной 0,8мм и 1,0мм. В таблице 4.8 дана глубина азотированного слоя листов сплава №1 и № 2 исследуемых толщин.

Таблица 4.8

Глубина азотированного слоя в листах из сплава № 2

Объект исследования	Глубина азотированного слоя, мм
лист из сплава № 1 толщ. 0,8мм	азотирование прошло равномерно по всему сечению листа (рис. 4.4)
лист из сплава № 2 толщ. 0,8мм	азотирование прошло равномерно по всему сечению листа (рис. 4.5)
лист из сплава № 2 толщ. 1,0мм	азотирование прошло равномерно по всему сечению листа (рис. 4.6)
лист из сплава № 2 толщ. 1,5мм	0,71мм (рис. 4.7)
лист из сплава № 2 толщ. 3,0мм	0,90мм (рис. 4.8)

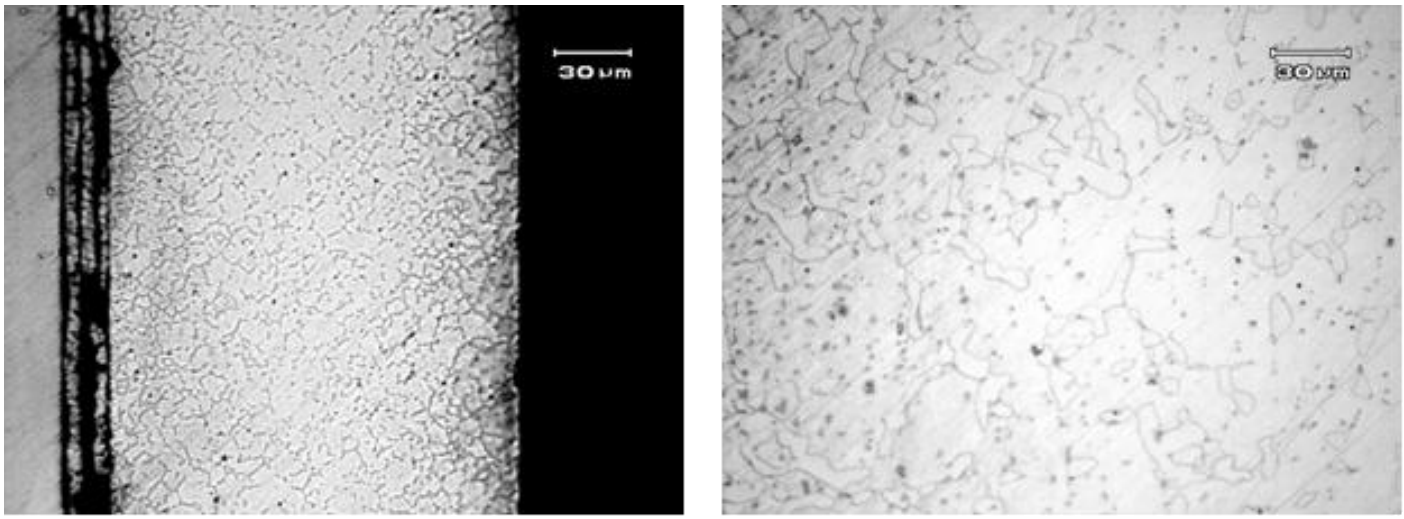
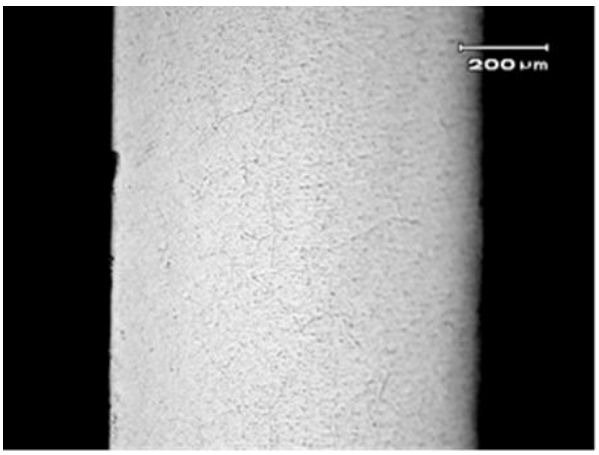


Рис.4.4. Глубина азотированного слоя листа из сплава № 1, толщина листа 0,8мм



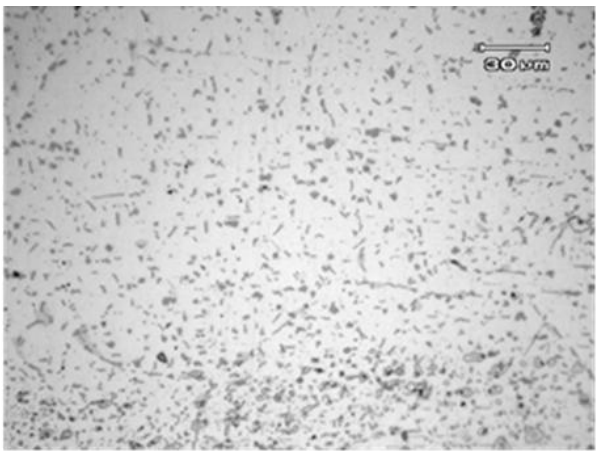
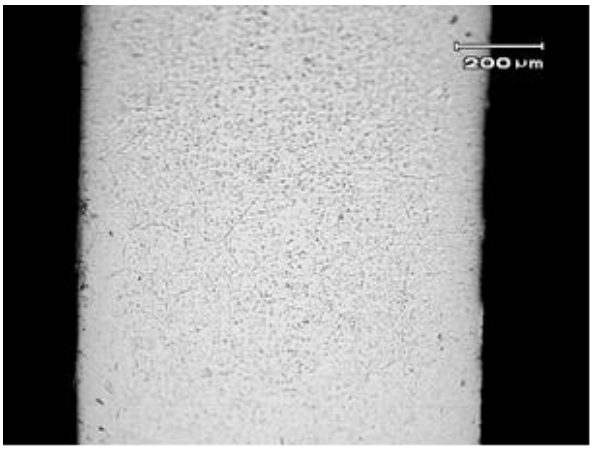


Рис. 4.5. Глубина азотированного слоя листа из сплава № 2, толщина листа 0,8мм



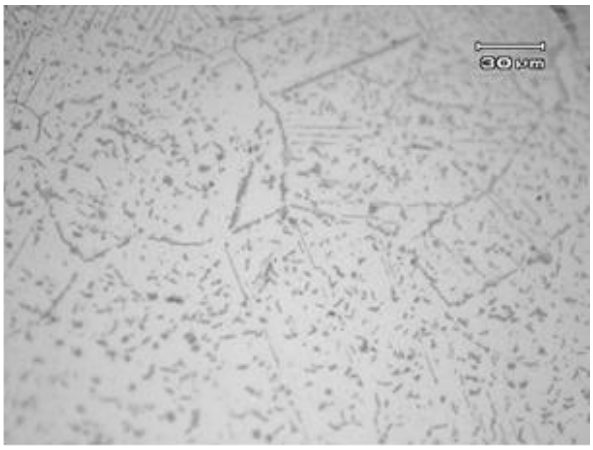
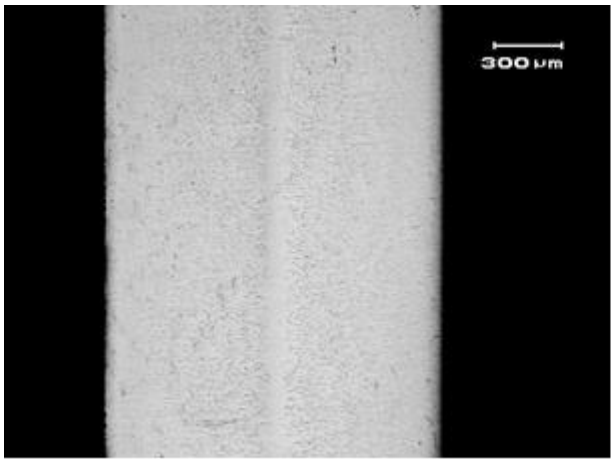


Рис. 4.6. Глубина азотированного слоя листа из сплава № 2, толщина листа 1,0мм



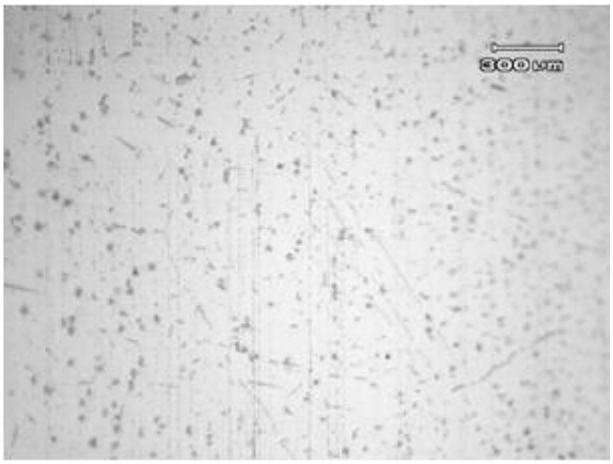


Рис. 4.7. Глубина азотированного слоя листа из сплава № 2, толщина листа 1,5мм

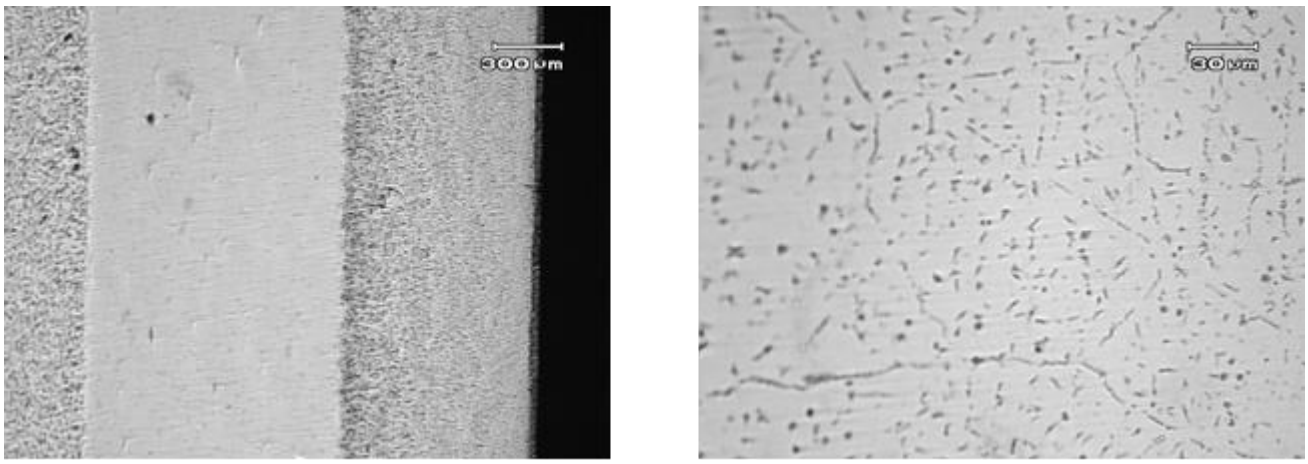


Рис. 4.8. Глубина азотированного слоя листа из сплава № 2,
толщина листа 3,0мм

По результатам исследования построена зависимость глубины азотированного слоя от толщины листов (рис. 4.9).

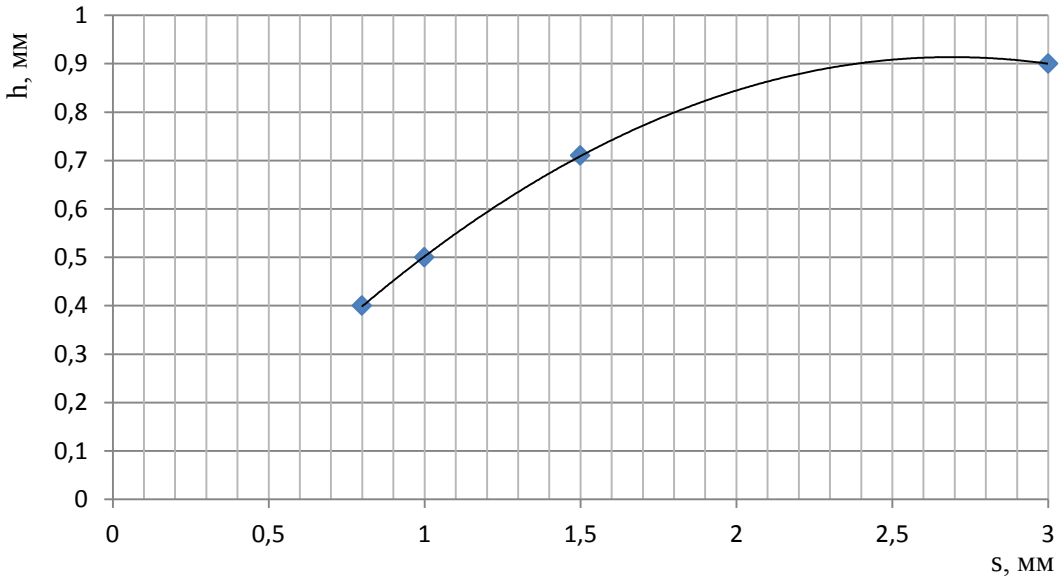


Рис. 4.9. Зависимость глубины азотированного слоя (h) от толщины листа (s)

Определение остаточных напряжений проводилось механически по методу высвобождения деформации на измерительно-вычислительном комплексе МерКулОн «Тензор-3» при непрерывном стравливании металла с исследуемой поверхности образца в условиях постоянства скорости травления и автоматическом расчете результатов исследования в реальном масштабе времени,

глубина травления 250мкм.

В качестве образцов использовались азотированные образцы из сплава № 2 следующими размерами 0,8х50х4мм и 3,0х50х4мм (рис.4.10). Результаты измерений представлены в таблицах 4.9-4.11 и на рисунках 4.11-4.13.

Рис.4.10. Внешний вид образцов

Таблица 4.9

Величины остаточных напряжений в образцах из сплава № 2 толщиной 0,8мм

Глубина, мкм	Напряжения, МПа			
	Образец № 5	Образец № 6	Образец № 7	Образец № 8
2	-90	-65	-67	-113
5	-24	-22	-20	-56
10	-10	-23	-27	-40
20	-18	-25	-28	-36
30	-17	-23	-29	-24
40	-14	-22	-32	-18
50	-12	-20	-26	-24
60	-15	-20	-25	-24
70	-18	-19	-25	-25
80	-18	-19	-24	-26
90	-19	-21	-24	-27
100	-21	-19	-21	-28
120	-21	-17	-17	-26
140	-19	-16	-13	-22
160	-16	-13	-8	-16
180	-12	-9	-3	-12
200	-7	-7	-2	-6
250	1	0	1	6

Таблица 4.10

Величины остаточных напряжений в образцах из сплава № 2 толщиной 3мм

Глубина, мкм	Напряжения, МПа			
	Образец № 1	Образец № 2	Образец № 3	Образец № 4
2	-522	-694	-586	-656
5	-159	-373	-138	-199
10	-9	-8	-8	-75
20	-3	-75	-42	-69
30	-61	-82	-45	-56
40	-65	-65	-61	-61
50	-45	-61	-62	-53
60	-39	-41	-57	-52
70	-45	-30	-52	-51
80	-51	-24	-51	-45
90	-44	-28	-52	-42
100	-42	-30	-52	-44
120	-44	-36	-45	-42
140	-41	-34	-44	-39
160	-43	-30	-43	-35
180	-49	-29	-41	-36
200	-46	-25	-39	-37
250	-18	-18	-32	-29

Таблица 4.11

Средние величины остаточных напряжений в образцах из сплава № 2

Глубина, мкм	Напряжения, МПа	
	0,8 мм	3,0 мм
1	2	3
2	-83,75	-614,5
5	-30,5	-217,25
10	-25	-25
20	-26,75	-47,25
30	-23,25	-61
40	-21,5	-63
50	-20,5	-55,25
60	-21	-47,25
70	-21,75	-44,5
80	-21,75	-42,75
90	-22,75	-41,5
100	-22,25	-42
120	-20,25	-41,75

1	2	3
140	-17,5	-39,5
160	-13,25	-37,75
180	-9	-38,75
200	-5,5	-36,75
250	2	-24,25

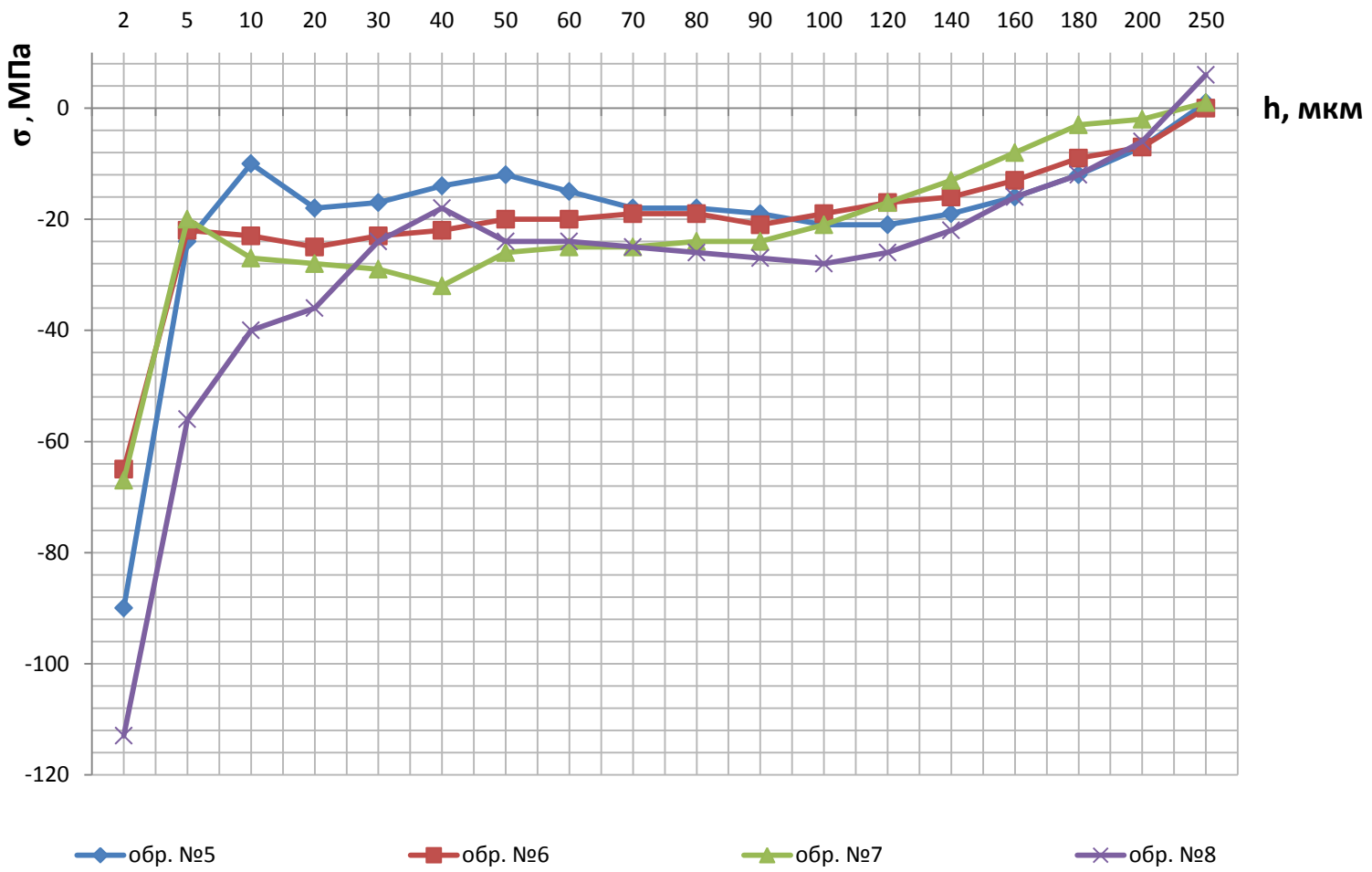


Рис. 4.11. Эпюра распределения остаточных напряжений (σ) в образцах из сплава № 2 толщиной 0,8мм

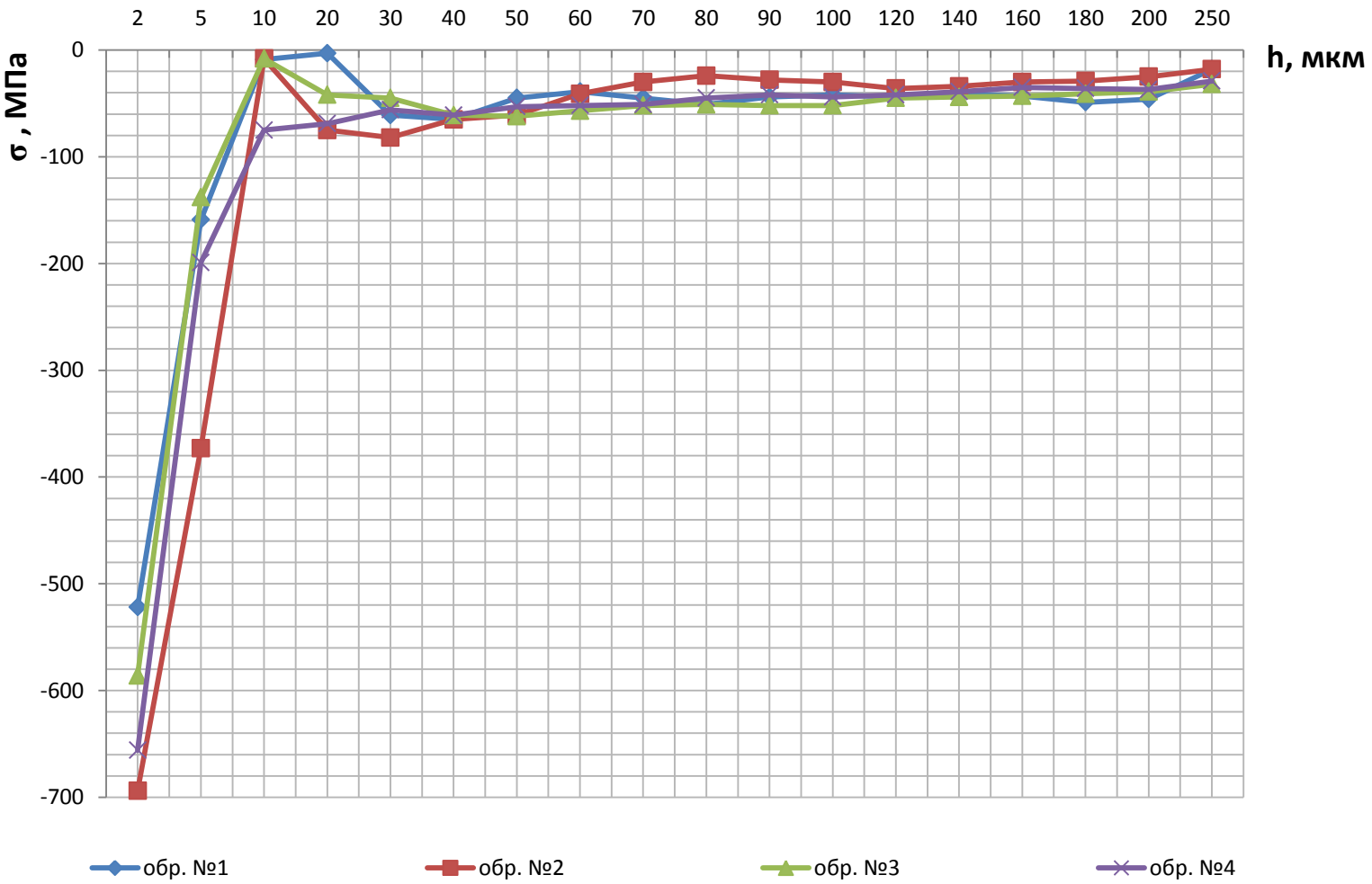


Рис. 4.12. Эпюра распределения остаточных напряжений (σ) в образцах из сплава № 2 толщиной 3мм

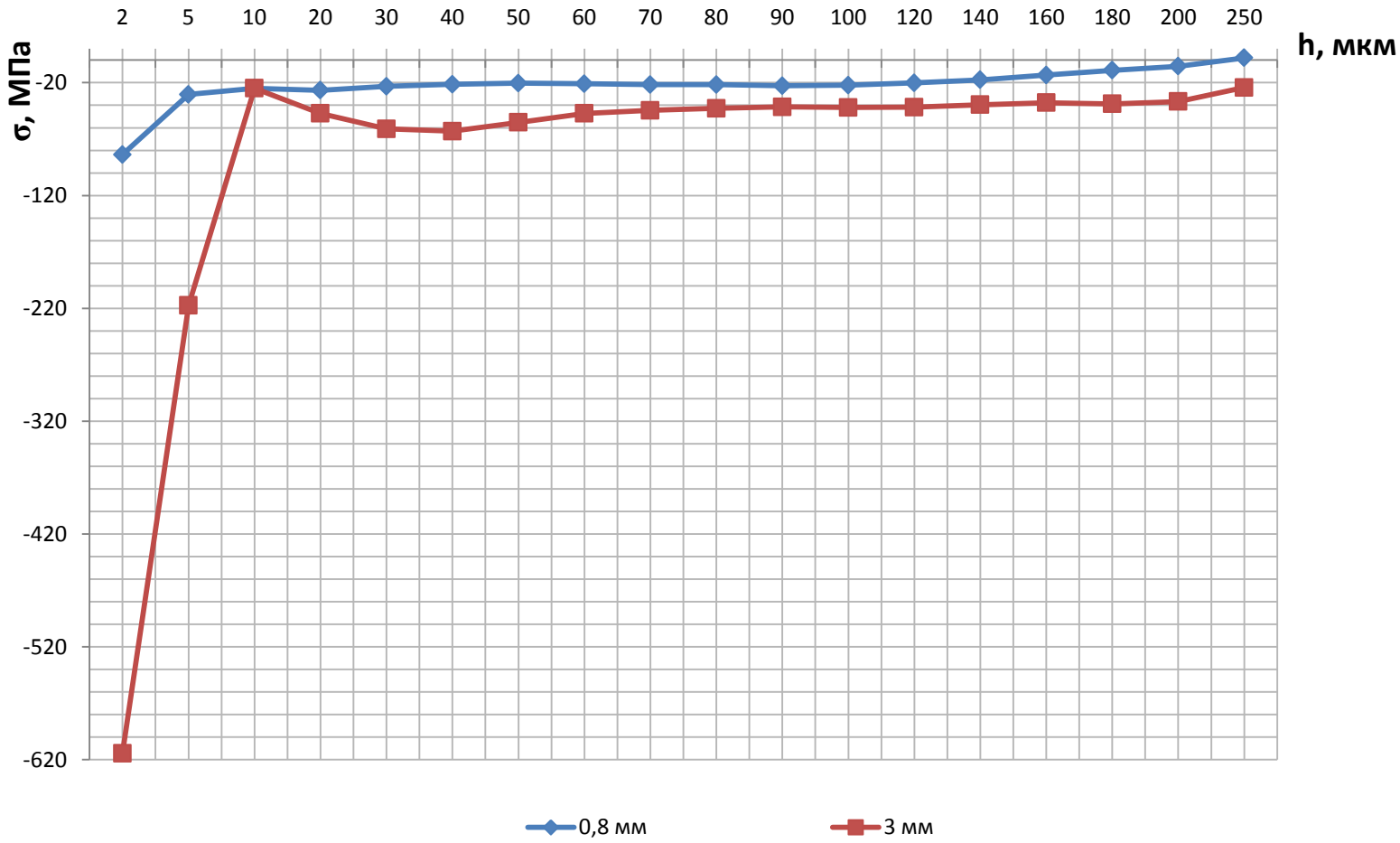


Рис. 4.13. Эпюра распределения средних остаточных напряжений в образцах из сплава № 2 толщиной 0,8 мм и 3,0 мм

По результатам исследований, выполненным ранее, при взаимодействии с азотом имеет место диффузия азота извне через нитридные слои к металлу и не наблюдается диффузия металла в обратном направлении [67-72].

Полученные результаты позволяют сделать выводы о влиянии толщины листа на глубину азотирования сплава № 2. Установлено, что в процессе азотирования в азотированном слое наводятся остаточные сжимающие напряжения, которые компенсируются растягивающими напряжениями в сердцевине пластины. При температуре 1200°С сплав № 2 имеет высокую пластичность, не менее 50-60%.

В то же время наличие нитридов в азотированном слое существенно снижает пластичность и повышает прочность и твердость сплава № 2, что должно приводить к торможению процессов пластической деформации, тогда как в пластичной сердцевине явление релаксации облегчается и следует ожидать заметного увеличения пластической деформации по механизму дислокационной ползучести.

С другой стороны на участках, где действуют нормальные растягивающие напряжения, происходит увеличение концентраций вакансий. Вакансии в металлах перемещаются путем обмена атомами, поэтому атомы перемещаются в направлении, противоположном перемещению вакансий, что приводит к пластической деформации диффузионным путем.

Поскольку величина остаточных поверхностных напряжений в толстых пластинах (3,0мм) по сравнению с тонкими пластинами (0,8мм) составляет, соответственно, -614,5МПа и -83,75МПа, то плотность дефектов структуры сплава № 2 существенно возрастает в толстых пластинах в сравнении с тонкими. Такое явление способствует диффузии атомов азота в толстых пластинах на большую глубину.

Межфазные термические напряжения, образующиеся при охлаждении азотированных образцов от 1200°С до 100°С, могут быть рассчитаны по известной методике [73, 74]:

$$\sigma_{t\phi} = -\frac{\alpha_{tм}\cdot(\alpha_{t\phi}-\alpha_{tм})\cdot\Delta t}{\frac{(1-\mu)}{(\frac{1}{q}-1)\cdot E_м}-\frac{(1-2\cdot\mu)}{E_\phi}}, \quad (4.1)$$

где $\alpha_{tм}$ – ТКРЛ γ-Ni твердого раствора,

$\alpha_{t\phi}$ – ТКРЛ TiN,

μ - коэффициент Пуассона,

$E_м$ – модуль упругости γ-Ni твердого раствора,

E_ϕ – модуль упругости TiN;

$$\left[\frac{1}{q}-1\right] = \left[k\cdot\left(\frac{a_м}{a_\phi}\right)^3+1\right]^{\frac{2}{3}}-1, \quad (4.2)$$

где q – сечение частиц TiN,

$a_м$ – параметр ГЦК решетки γ-Ni твердого раствора,

a_ϕ – параметр ОЦК решетки TiN;

$$K = \frac{C_м\cdot C_\phi}{n_м\cdot n_\phi}, \quad (4.3)$$

где $C_м$ – атомная концентрация матричной фазы γ-Ni твердого раствора,

C_ϕ – атомная концентрация TiN,

$n_м$ и n_ϕ – базисы элементарных ячеек γ-Ni твердого раствора и TiN;

$$\sigma_{tм} = -\frac{\sigma_\phi}{\left[k\cdot\left(\frac{a_м}{a_\phi}\right)^3+1\right]^{\frac{2}{3}}-1} \quad (4.4)$$

Параметры решетки твердого раствора и частиц нитрида титана определяли на ДРОН-6 рентгенографическим методом. Характеристики физических свойств брали из справочника [75].

Установлено, что в охлажденном состоянии напряжения в частицах TiN составляют примерно 819,2$\frac{кг}{мм^2}$, т.е. частицы нитридов находятся в состоянии растяжения, а окружающий твердый раствор находится в состоянии сжатия. Уровень остаточных напряжений в γ-Ni твердом растворе составляет почти -1321,2$\frac{кг}{мм^2}$.

Таким образом, азотированные детали содержат высокий уровень остаточных напряжений, которые отрицательно сказываются на долговечности деталей. На границах зерен сплава в связи с ускоренной диффузией азота

наблюдается образование сетки нитридов, которые сохраняются при отжиге, так как частицы TiN обладают высокой термической стабильностью. Такая структура неизбежно снижает ударную вязкость и детали не могут эффективно работать при динамических нагрузках.

Однако, в зернах структуры азотированных сплавов при отжиге возможна некоторая релаксация остаточных напряжений, которая может оказать положительное влияние на характеристики пластичности.

С целью определения влияния технологии алюмосилицирования на микроструктуру азотированного сплава № 2 были проведены сравнительные металлографические исследования:

- образец № 1 – лист из сплава № 2 после азотирования с алюмосилицидным покрытием (АС-1, толщиной 1,0мм);

- образец № 2 – лист из сплава № 2 после азотирования (толщиной 0,8мм).

Металлографическими исследованиями было выявлено:

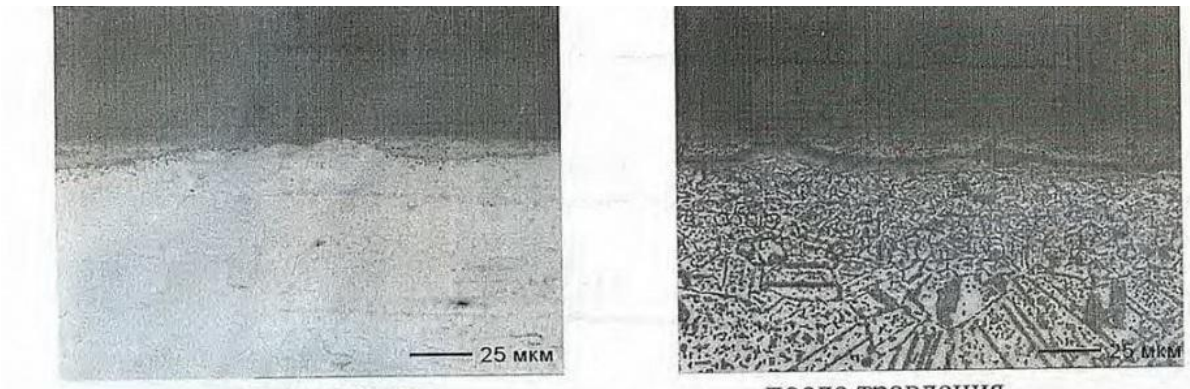
- на обоих образцах азотирование прошло насквозь,

- микроструктура основного металла на обоих образцах представляет собой зеренную структуру аустенитного типа с частицами нитридной фазы, выделяющимися как по границам зерен, так и внутри зерна,

- на поверхности образцов распространяется зона с мелкозернистой структурой (размером номер 12 шкалы ГОСТ 5639-82), глубиной примерно до 45мкм,

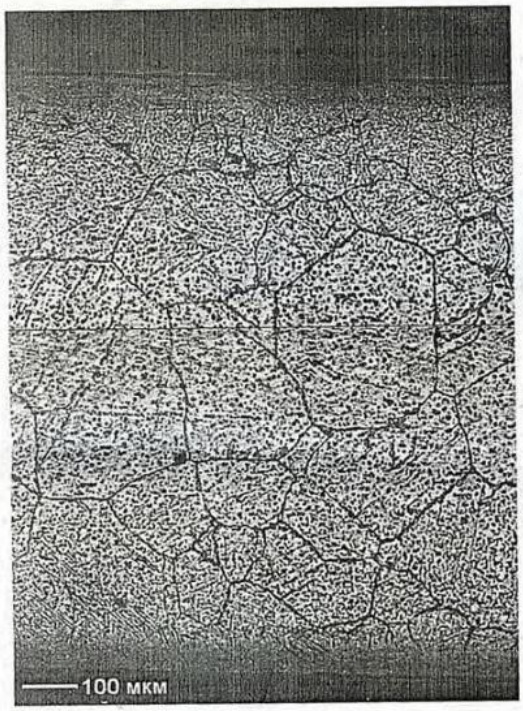
- в сердцевине размер зерен на образце № 1 соответствует 3-4 номеру шкалы ГОСТ 5639-82, на образце № 2 – 4-5 номеру (рис. 4.14, 4.15),

- форма нитридных частиц разнообразна: наблюдаются частицы пластинчатой, глобулярной формы. У поверхности концентрируются частицы пластинчатой формы, а в сердцевине образцов частицы имеют в основном глобулярную форму (рис. 4.16).



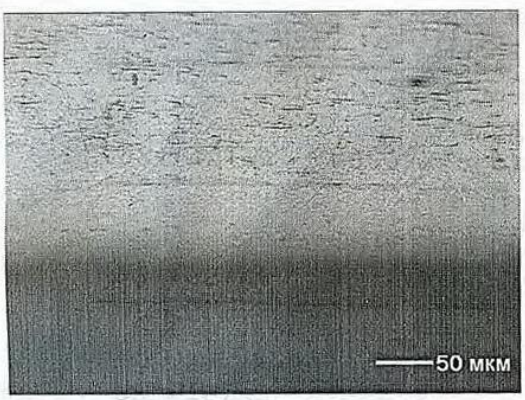
до травления после травления

а) микроструктура поверхности (×500)

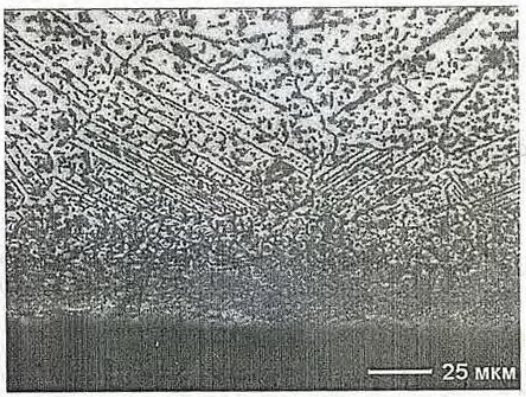


б) микроструктура по всему сечению листа (×100)

Рис. 4.14. Микроструктура образца № 1

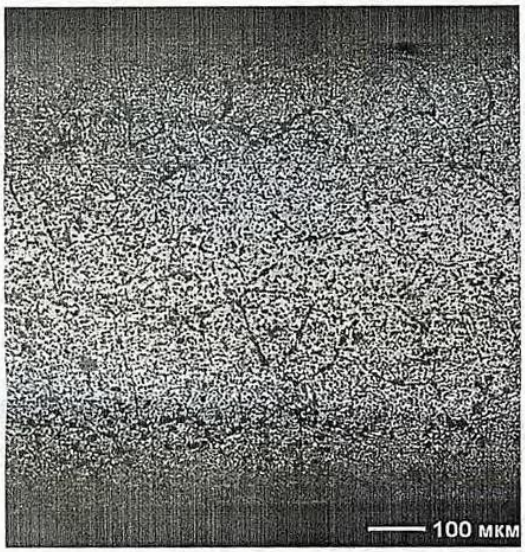


до травления



после травления

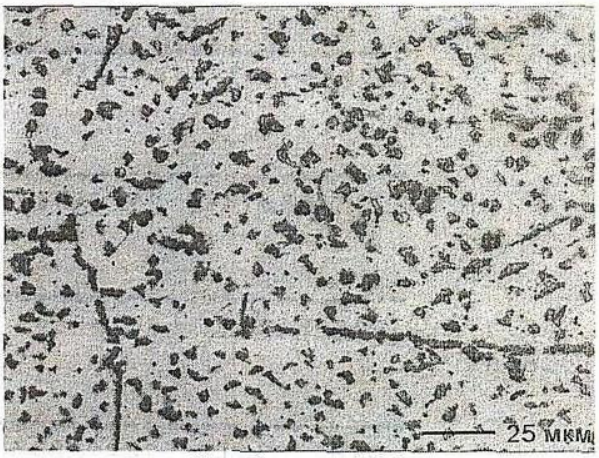
а) микроструктура поверхности (×500)



б) микроструктура по всему сечению листа (×100)

Рис. 4.15. Микроструктура образца № 2

а) образец №1



б) образец №2

Рис. 4.16. Микроструктура образцов в сердцевине (х500)

Исследование микроструктуры азотированного листового материала № 2 после нанесения защитного алюмосилицидного покрытия (АС-1) показало, что технология алюмосилицирования не приводит к изменениям в микроструктуре сплава и может быть использована для повышения сопротивляемости газовой коррозии деталей при высоких температурах.

Также металлографические исследования были проведены на остатках двух разрывных образцов из азотированного сплава № 2 (рис. 4.17).

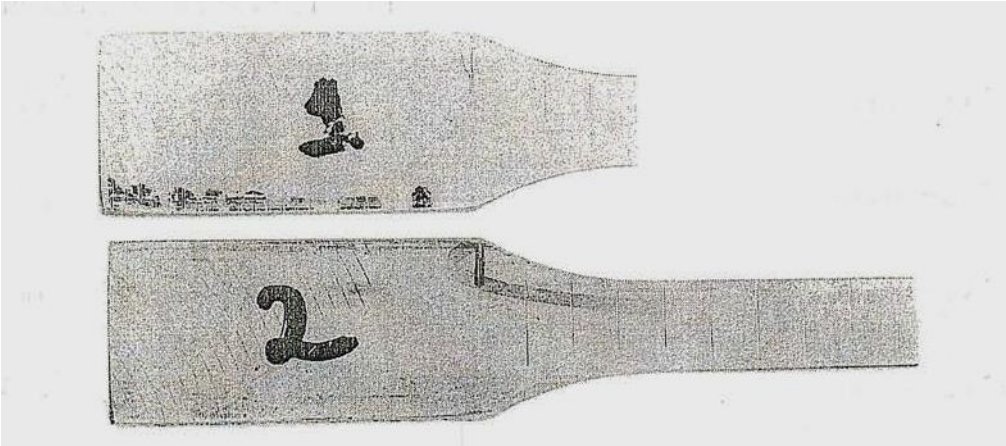


Рис. 4.17. Внешний вид образцов

Металлографическими исследованиями выявлено:

- на обоих образцах азотирование прошло насквозь;

- микроструктура основного материала на обоих образцах одинакова – зерна аустенитного типа размером номер 3-4 шкалы ГОСТ 5639-82 с частицами нитридной фазы пластинчатой и глобулярной формы (рис. 4.18, 4.19);

- на поверхности обоих образцов на глубину порядка 50мкм наблюдается зона с мелкозернистой структурой, размером номер 12 ГОСТ 5639-82;

- в поверхностном слое на глубину до 0,3мм выделение нитридных частиц идёт и по линиям скольжения;

- микротвердость по сечению на образце № 1 на поверхности HV – 550-580кгс/мм^2, в сердцевине HV – 420-450кгс/мм^2, на образце № 2 по всему сечению HV – 400-440кгс/мм^2.

При замере микротвердости, поверхность испытываемых образцов

зачищалась. Метод измерения по Виккерсу регламентирован ГОСТ 2999-75. Этот стандарт устанавливает метод измерения твердости по Виккерсу черных и цветных металлов при нагрузках от 9,8Н (1кгс) до 980Н (100кгс). В качестве индентора использовался алмазный наконечник. С помощью метода Виккерса при небольших нагрузках можно определять твердость очень тонких поверхностных слоев [76].

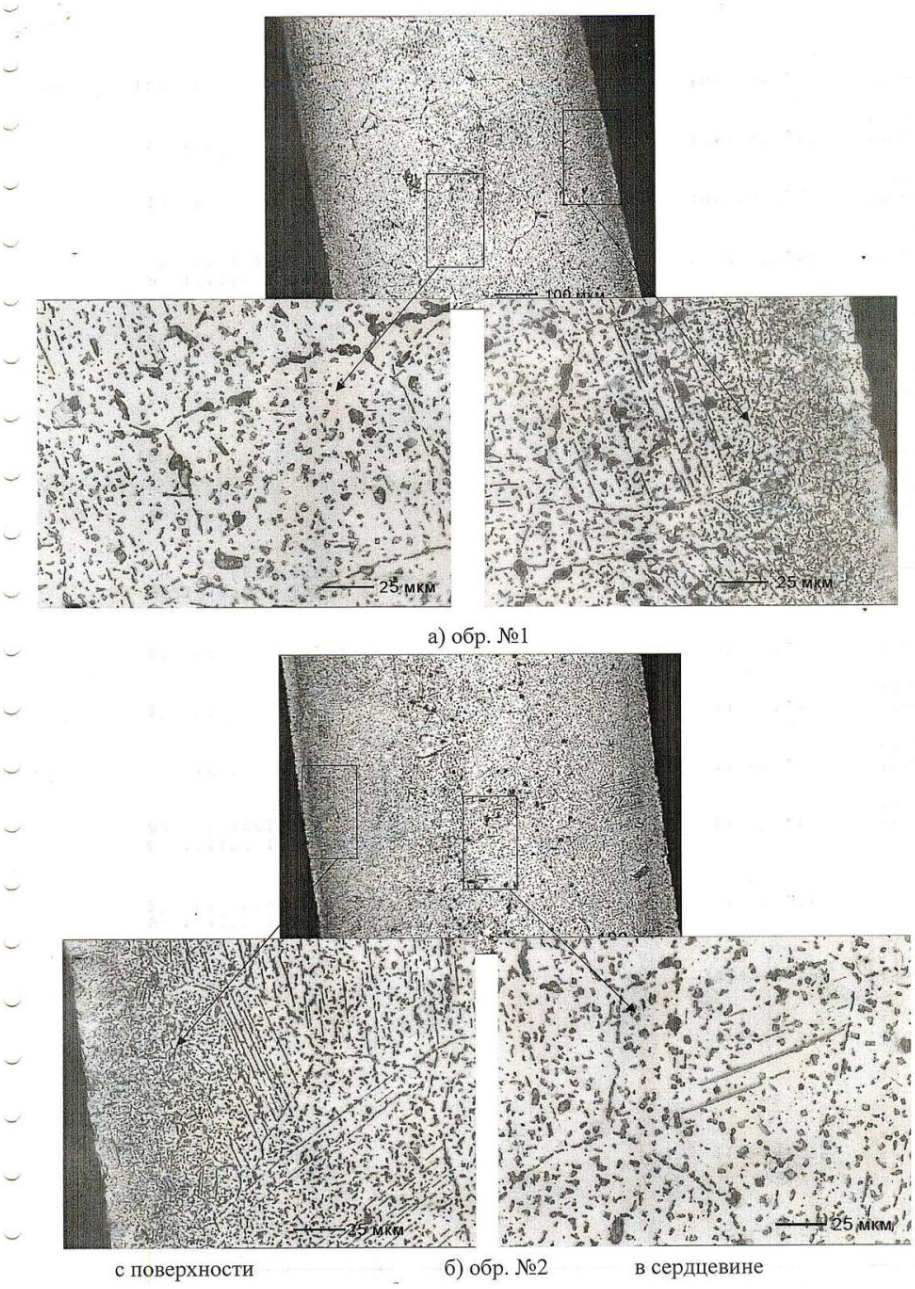


Рис. 4.18. Микроструктура

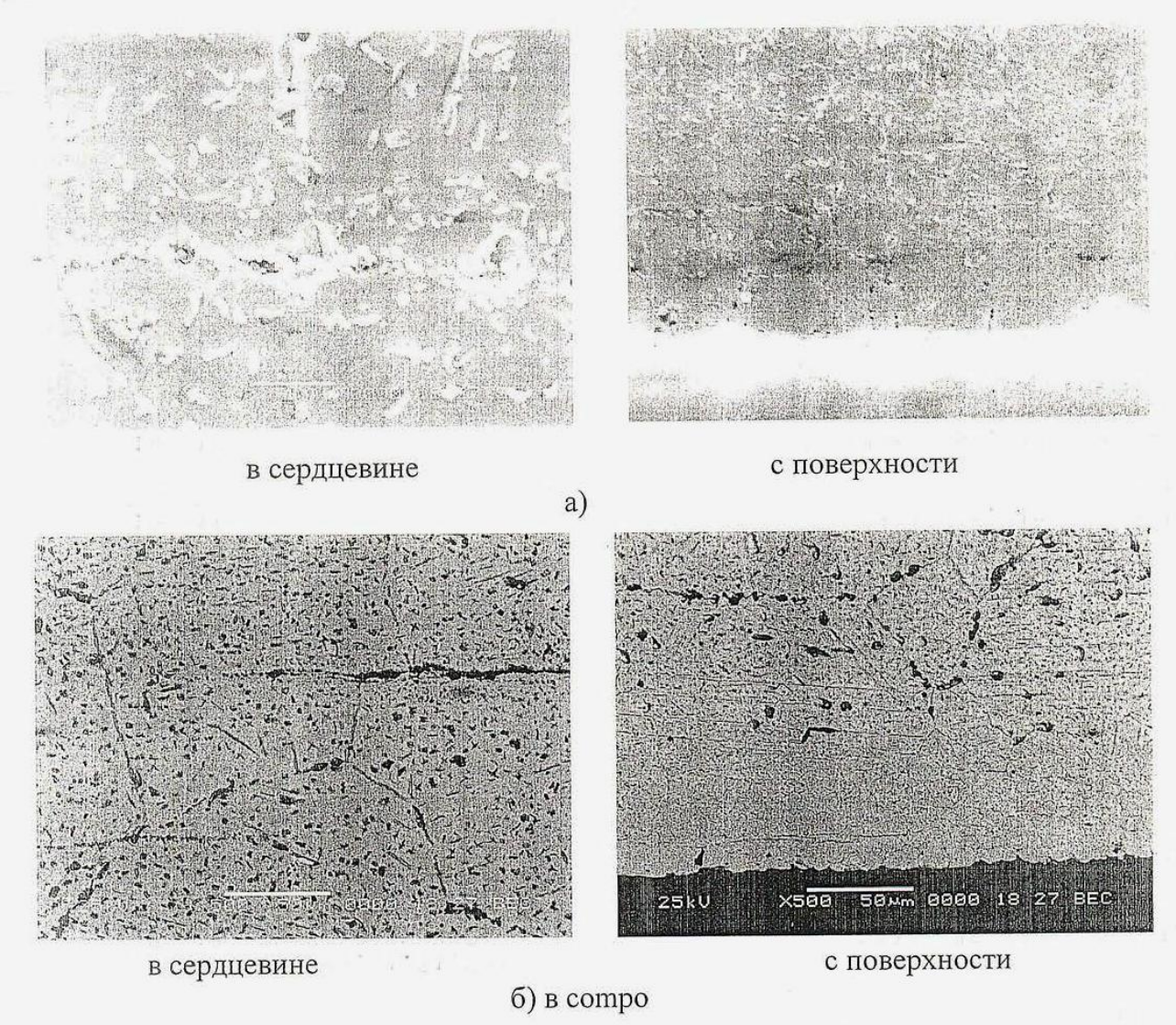


Рис.4.19. Микроструктура азотированного сплава № 2 на электронном микроскопе

Выводы:

Установлено, что в процессе азотирования никелевых сплавов № 1 и № 2, сквозное насыщение азотом прошло только в листах толщиной 0,8мм и 1,0мм. По полученным результатам построена зависимость глубины азотированного слоя от толщины листа сплава. Установлено, что в азотированном слое наводятся остаточные сжимающие напряжения, которые способствует диффузии атомов азота в толстых пластинах на большую глубину.

4.4. Исследование свариваемости

4.4.1. Электронно-лучевая сварка

Электронно-лучевая сварка (ЭЛС), по сравнению с другими видами сварки, характеризуется высокой концентрацией энергии в электронных пушках и практически идеальными защитными свойства вакуума, что позволяет получать сварные соединения с узкой зоной термического влияния и малыми деформациями без загрязнения металла шва вредными примесями.

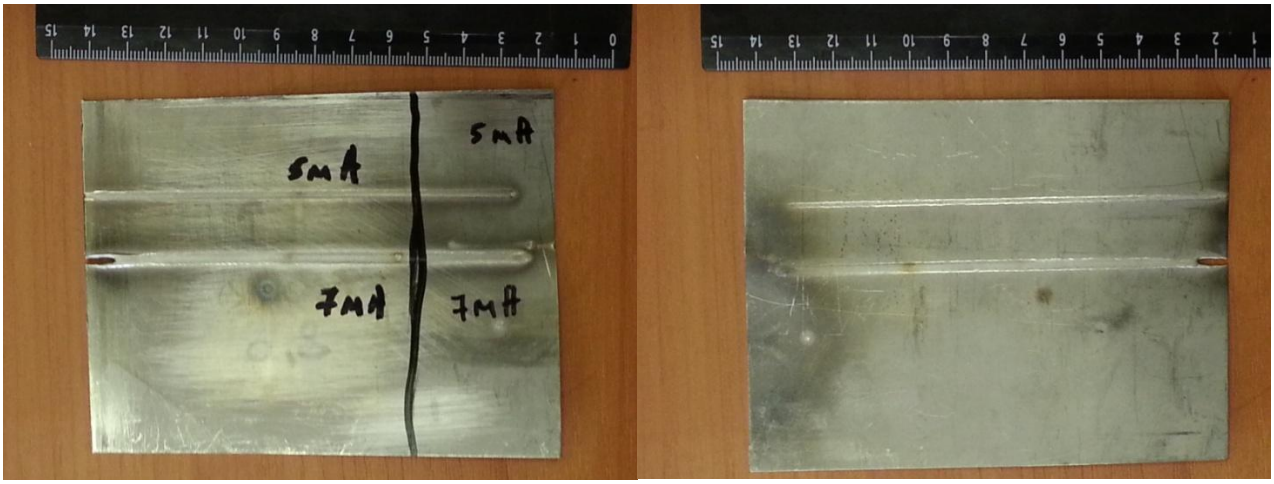
Исследование свариваемости сплава № 2 проводили на технологических образцах размерами 100,0х60,0х0,8мм.

Работу проводили на электронно-лучевой сварочной установке ЭЛУ-20 с использованием электрического блока БЭП-60/15к с прямонакальной пушкой ЭПК-60/30 (рис. 4.20) в вакууме порядка $0{,}5 \cdot 10^{-3}$мм.рт.ст. ($6{,}6 \cdot 10^{-8}$атм) [82].

Рис. 4.20. Внешний вид установки ЭЛУ-20

В качестве образца № 1 был использован лист толщиной 0,8мм из сплава № 2 до азотирования (рис. 4.21). Сварка проводилась по следующему режиму: ускоряющее напряжение 60кВ, ток сварки 5мА и 7мА, скорость сварки 30м/час. Сварку вели «на весу» (без подкладки) со сквозным проплавлением, с обратным формированием корня шва. Процесс протекал спокойно с хорошим внешним

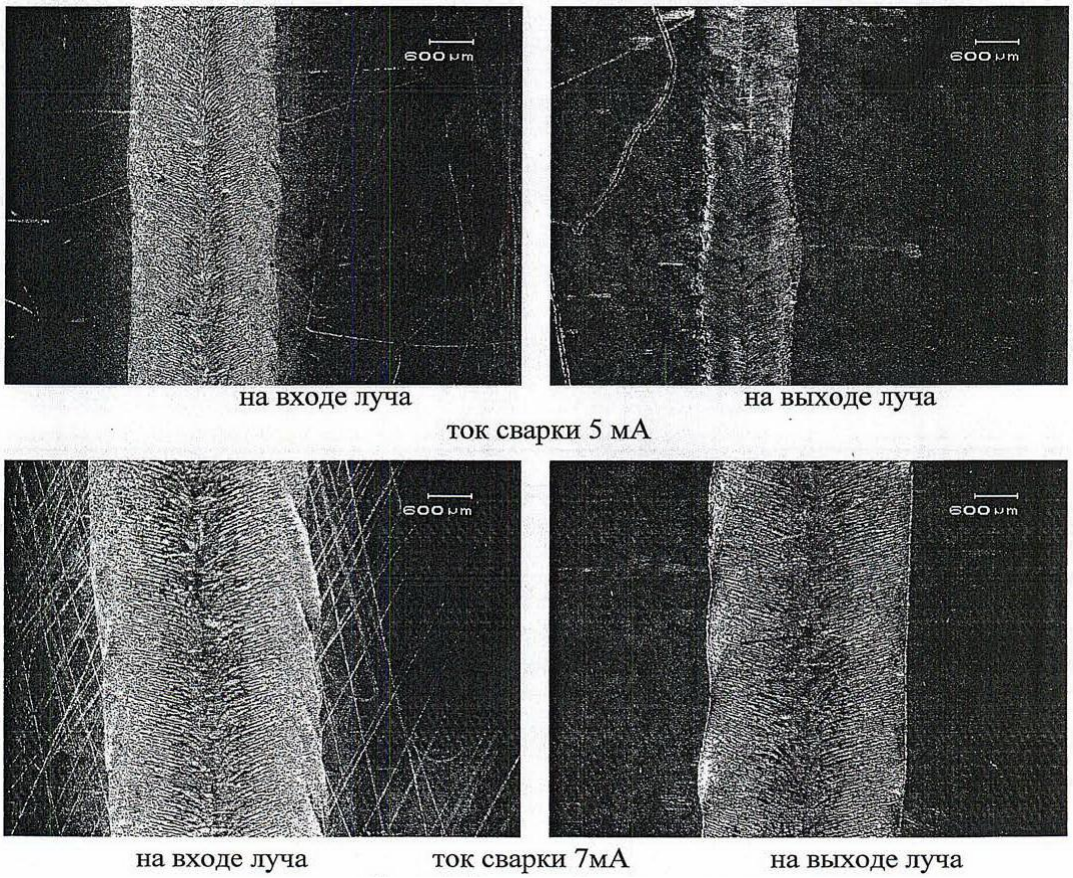
формированием вершины и корня шва. Последующий визуальный контроль подтвердил качественное формирование сварных швов.



а) лицевая сторона б) корневая сторона

Рис.4.21. Внешний вид образца № 1

Внешний вид сварных швов и геометрические параметры швов со стороны входа и выхода луча представлены на рис. 4.22 и в таблице 4.12.



на входе луча на выходе луча

ток сварки 5 мА

на входе луча ток сварки 7мА на выходе луча

Рис. 4.22. Внешний вид сварных швов образца № 1

Таблица 4.12

Геометрические параметры швов образца № 1

Ток	Ширина шва, мм		Усиление шва, мм	Проплав шва, мм	Ширина ЗТВ, мм	
	На входе луча	На выходе луча			На входе луча	На выходе луча
5мА	2,2	1,5	0,01	0,10	0,025	0,10
7мА	3,3	3,0	0,01	0,10	0,05	0,10

Полученные режимы сварки можно считать оптимальными для данной толщины материала, что подтверждено металлографическими исследованиями данного образца:

1. В обоих швах и по границе сварных швов с основным материалом образца дефектов (подрезов, пор, трещин) не выявлено (рис. 4.23).

2. В обоих швах имеется сквозной проплав листа.

3. Микроструктура сварных швов – дендритного строения, твердый раствор и интерметаллиды (рис. 4.23б).

4. Микроструктура основного материала – твердый раствор и интерметаллиды.

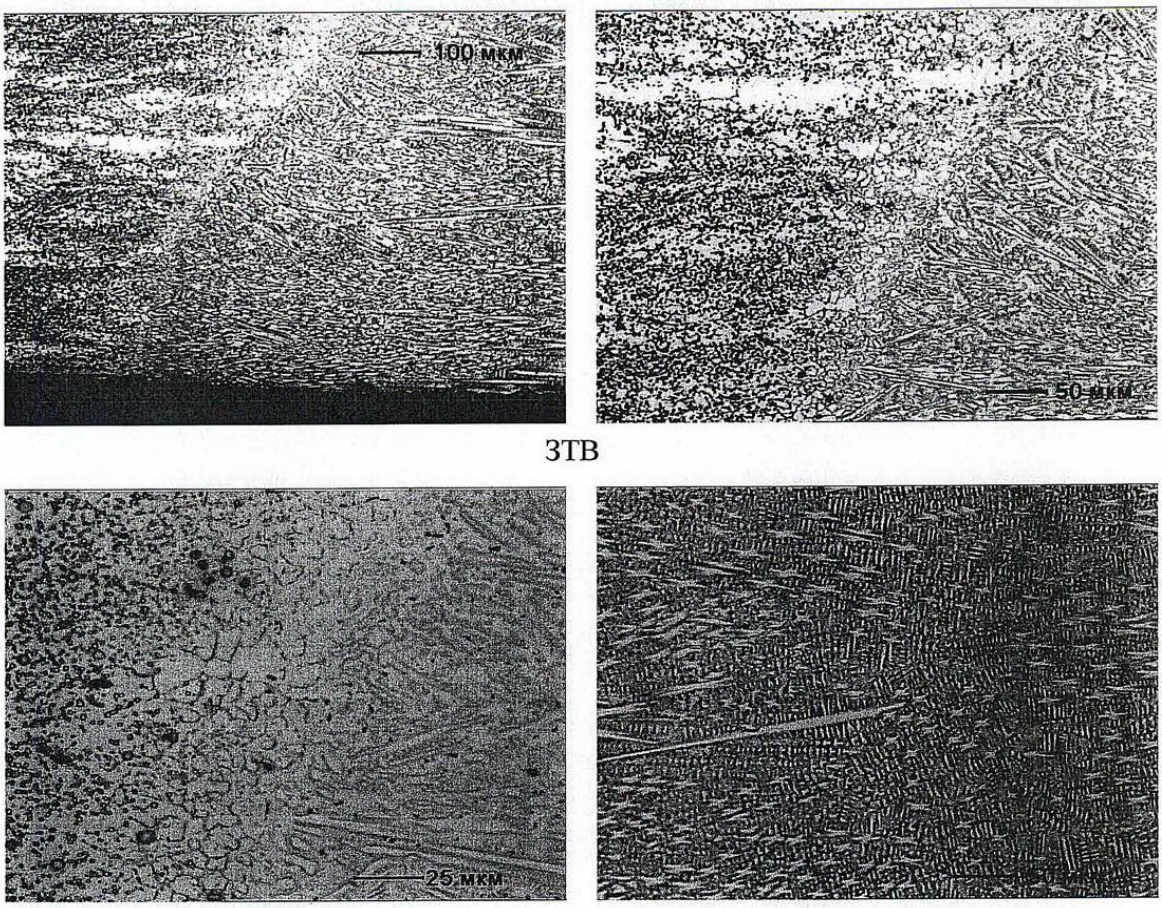
5. В зоне термического влияния сварного шва выявлено мелкое, равноосное зерно (рис. 4.23а, в).

Микротвердость, замеренная на приборе LEICA MHT-10 при нагрузке 100г в обоих швах одинаковая и составляет:

- основного материала листа HV – 330-360кгс/мм^2;

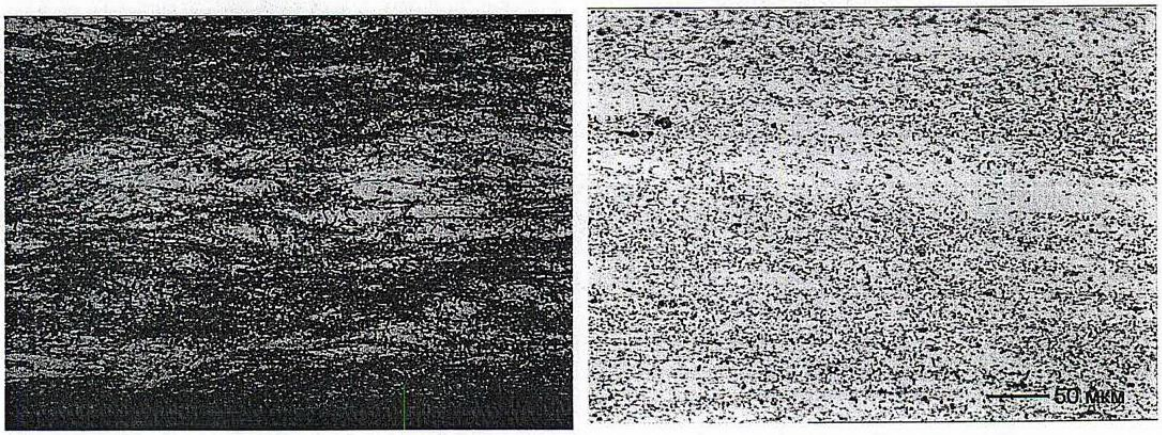
- в ЗТВ основного материала листа HV – 350-360кгс/мм^2;

- материал сварного шва при токе 5мА – HV - 310кгс/мм^2; при токе 7мА – HV – 320-330кгс/мм^2.



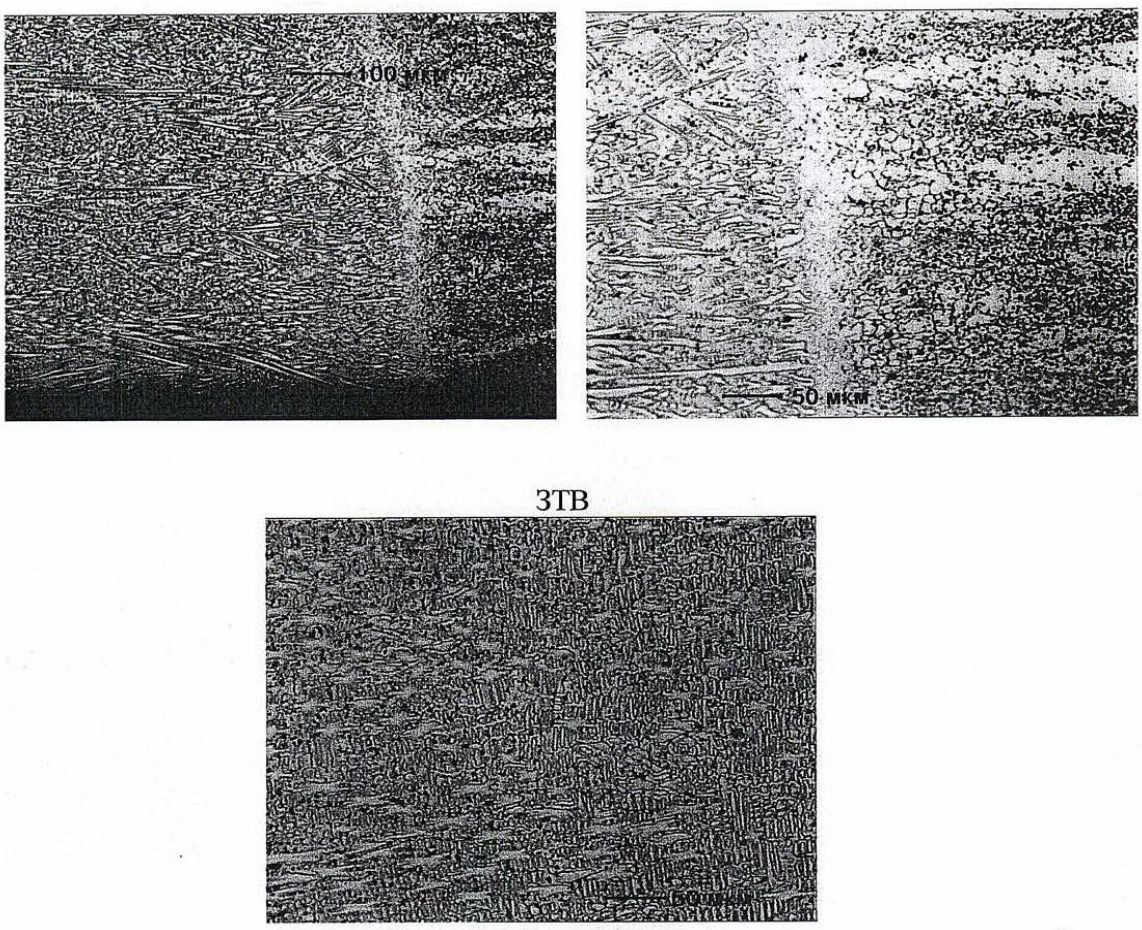
сварной шов

а) ток сварки 5 мА



б) микроструктура листа

Рис. 4.23. Микроструктура образца № 1



сварной шов

в) ток сварки 7мА

Продолжение рис. 4.23. Микроструктура образца № 1

Сварку образца № 2 из сплава № 2 после азотирования проводили также по целому материалу, «на весу», на выбранных режимах. В отличие от сварки материала до азотирования, процесс протекал с сильнейшим разбрызгиванием жидкого металла из сварочной ванны (рис. 4.24). Последующий осмотр показал, что ни на одном режиме сформировать сварные швы не удалось. Литая зона предполагаемого шва полностью отсутствовала, т.е. произошла разрезка образца электронным лучом (рис. 4.25).

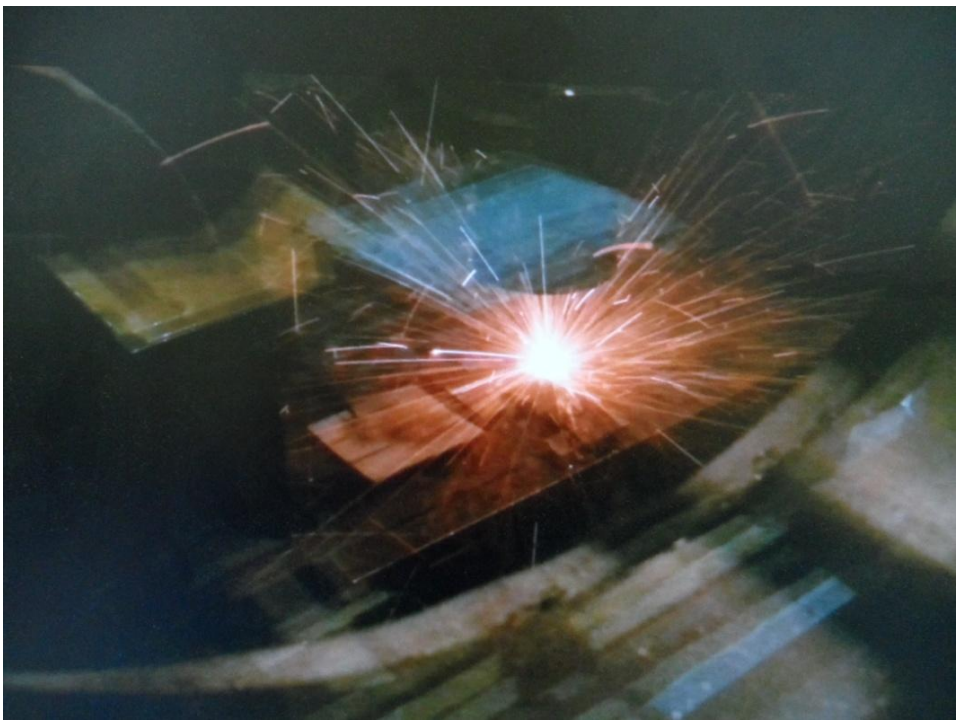
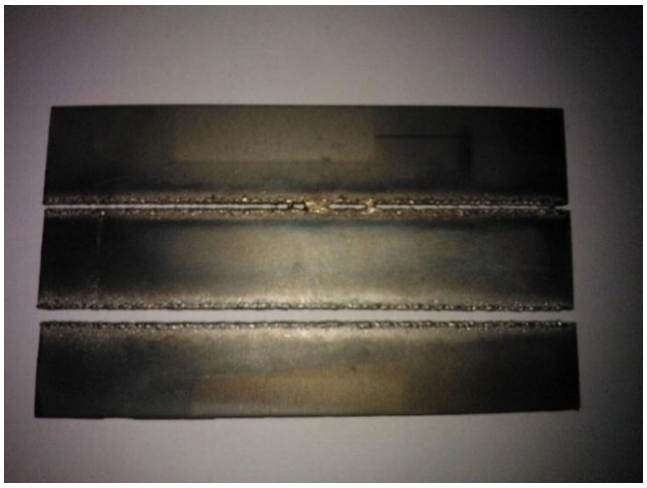
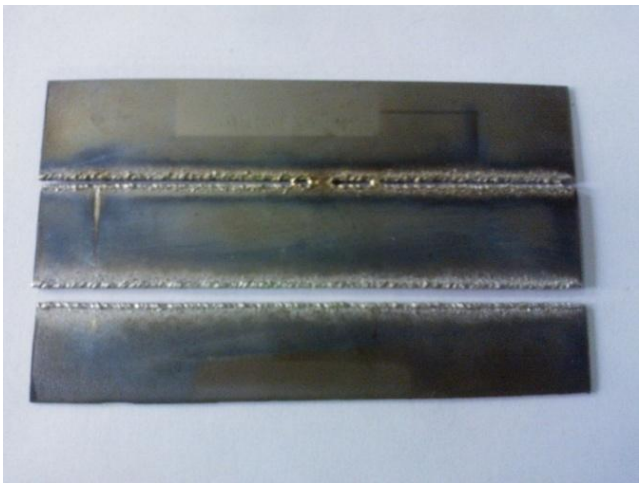


Рис. 4.24. Процесс сварки азотированного образца



а) лицевая стороны



б) корневая сторона

Рис. 4.25. Внешний вид образца №2

С лицевой стороны образца (рис. 4.25а) литой металл отсутствовал практически полностью; с нижней сконцентрировался по краям реза (рис. 4.25б). Наибольший вынос жидкой фазы с нижней стороны образца объясняется тем, что наибольшее давление парогазовой фазы приходится на нижнюю часть канала проплавления.

Интенсивное разбрызгивание жидкого металла из сварочной ванны происходит, вероятно, из-за высвобождения большого количества азота, который образуется при диссоциации нитридов, что приводит к резкому возрастанию давления парогазовой фазы в канале проплавления в условиях глубокого вакуума. Это также подтверждается физико-химической оценкой стабильности упрочняющей фазы (приложение А).

Таким образом, получить сварное соединение из сплава № 2 после азотирования при сварке «на весу» ЭЛС не представляется возможным.

Чтобы избежать полного выброса жидкого металла из объема сварочной ванны, была проведена сварка на технологической подкладке из того же материала без азотирования, что позволило бы при внедрении проплава в подкладку использовать ее как присадочный материал и компенсировать потери жидкого металла со стороны вершины шва.

Сварка образца № 3 проводилась на подкладке из сплава № 2 до азотирования, по следующему режиму: ускоряющее напряжение 60кВ, ток сварки 6мА, скорость сварки 30м/час.

Формированием шва грубочешуйчатое (рис. 4.26), что говорит от нестабильности переноса жидкого металла с передней на заднюю стенку сварочной ванны из-за высокого давления в канале проплавления.

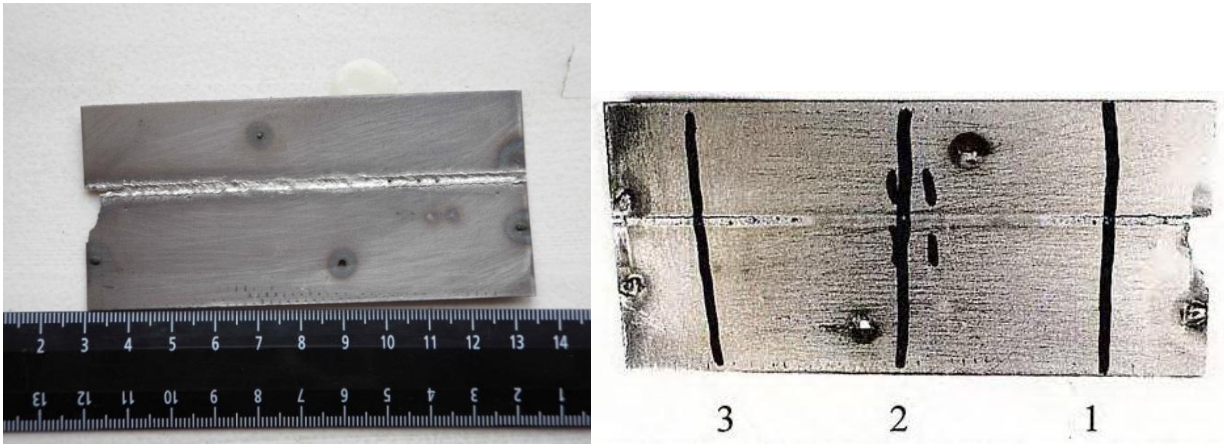


Рис. 4.26. Внешний вид образца № 3 с отмеченными зонами исследования

В зоне исследования 1 и 3 наблюдается проплав, а в зоне 2 проплава нет (рис. 4.27).

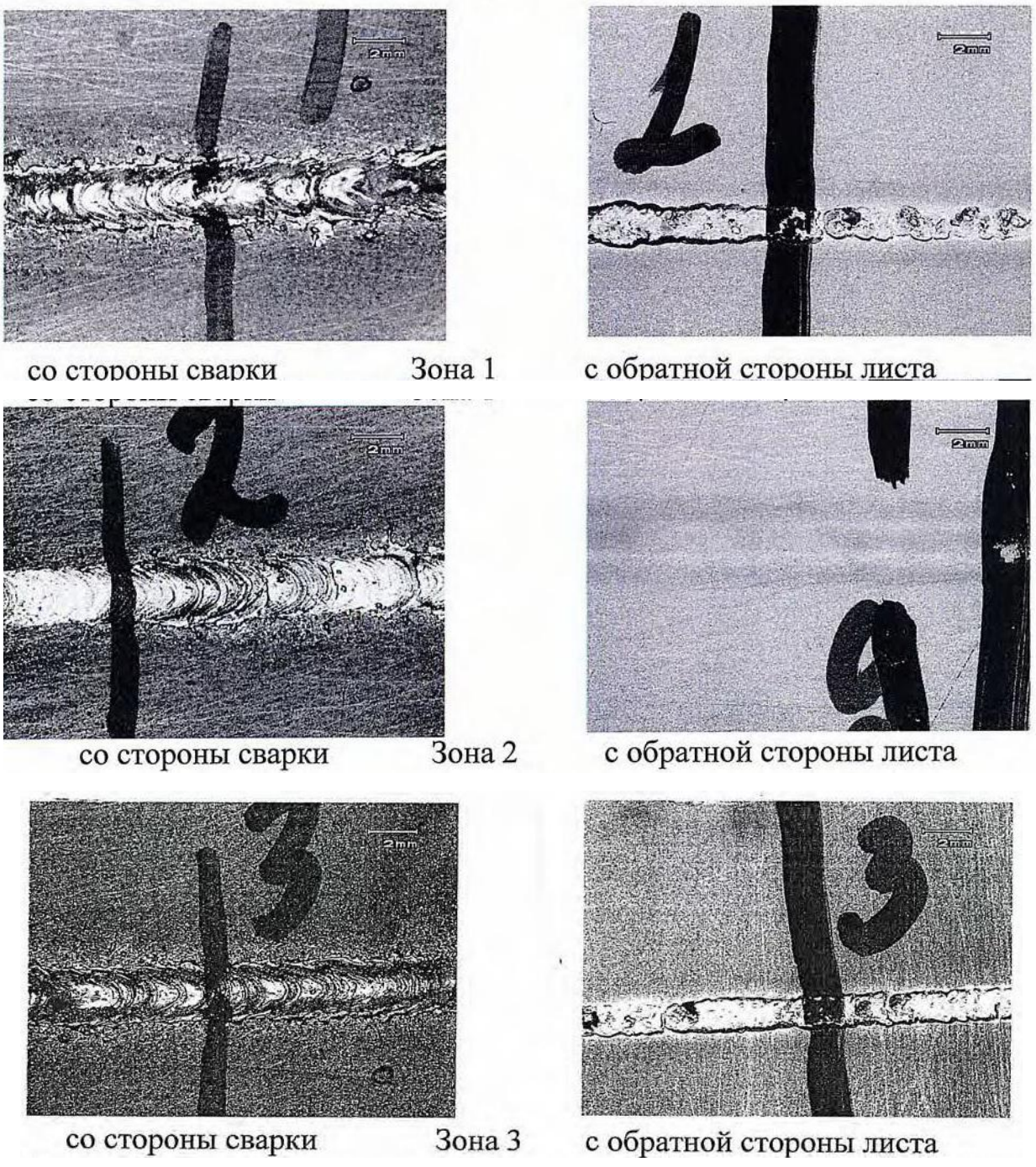


Рис. 4.27. Внешний вид сварных швов в зонах исследования образца № 3

Металлографическими исследованиями в указанных зонах исследования было выявлено:

- Во всех трех зонах дефектов (подрезов, пор и трещин) в сварных швах и по границе сварных швов с основным металлом образца не наблюдается (рис.

4.28, 4.29). Стоит отметить, что в некоторых местах сварного шва имеются сквозные поры.

- В зонах 1 и 3 имеется сквозной проплав с усилением сварного шва со стороны выхода луча до 0,1мм, а в зоне 2 лист проплавлен на 2/3 толщины листа.

- Со стороны входа луча в сварных швах имеется вмятина глубиной до 0,5мм в зоне № 1 и до 0,3мм в зоне № 3, а также в этих зонах имеется выплеск металла по краям шва толщиной до 0,1мм.

- Во всех зонах в сварном шве не наблюдаются скопления нитридов.

- Микроструктура сварных швов одинаковая во всех зонах, дендритного строения, твердый раствор и нитриды.

- Микроструктура основного материала – зерна аустенитного типа размером 3-4 шкалы ГОСТ 5639-82 с частицами нитридов пластинчатой формы. На поверхности основного материала листа на глубину примерно до 50мкм наблюдается зона с мелкозернистой структурой, размером номер 10 ГОСТ 5639-82.

- В зоне термического влияния сварного шва во всех зонах существенного изменения структуры не наблюдается (рис. 4.29в).

Микротвердость во всех трех зонах одинаковая и составляет 400-450кгс/мм^2.

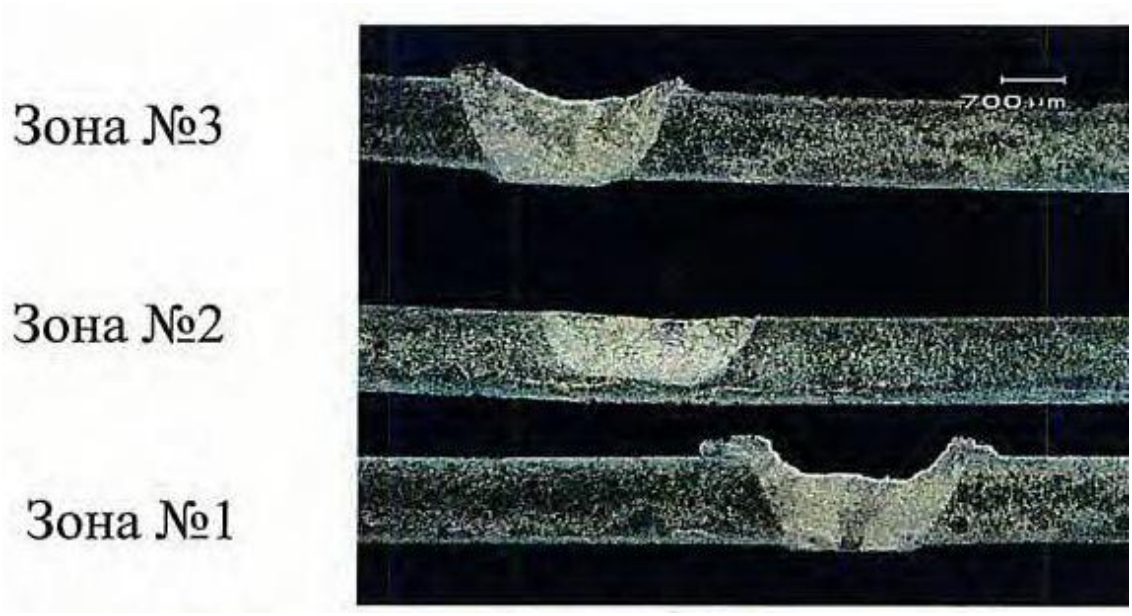
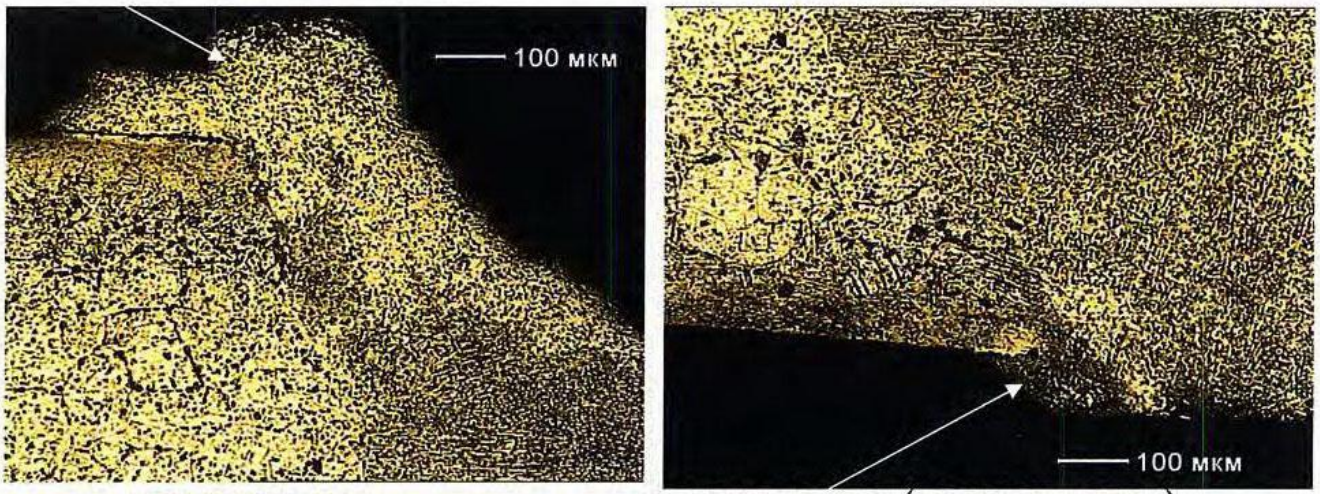
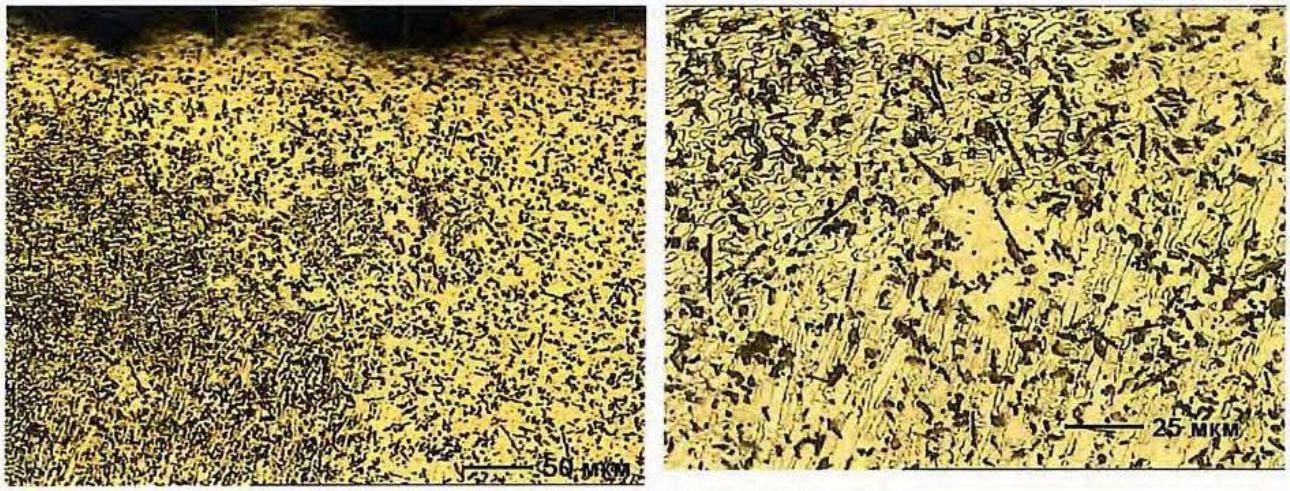


Рис. 4.28. Макроструктура образца № 3

Выплеск металла по краю шва

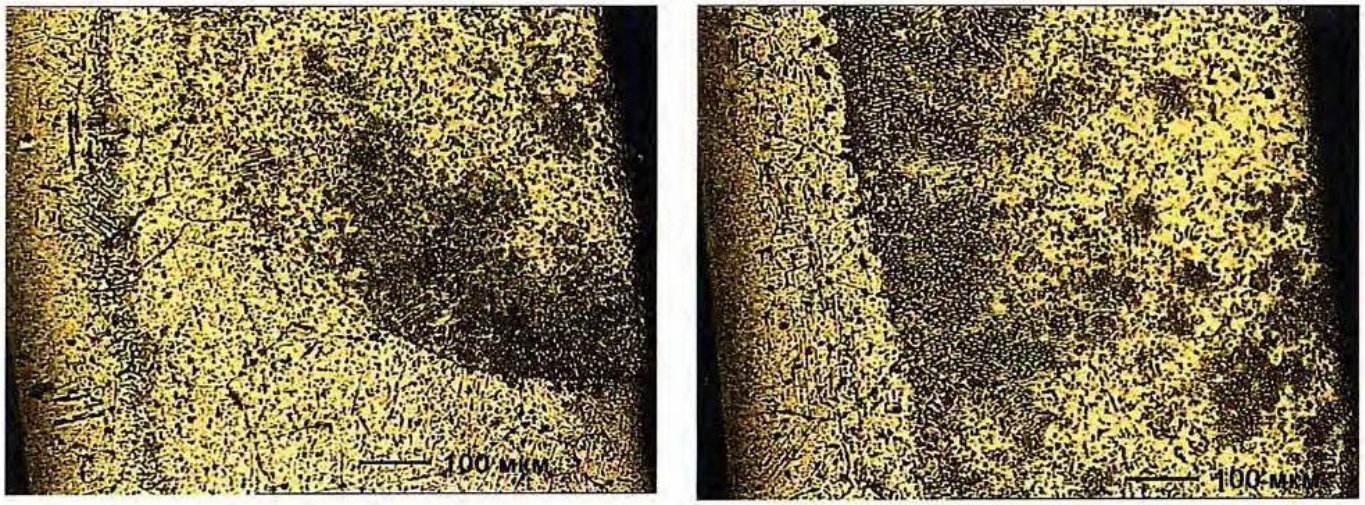


на входе луча на выходе луча (усиление шва)



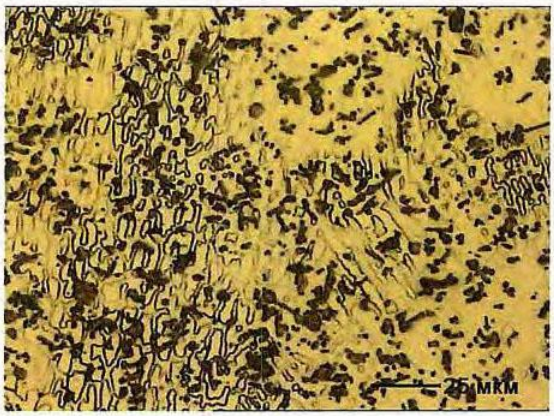
в середине сварного шва

а) Зона №1



ЗТВ сварного шва середина сварного шва

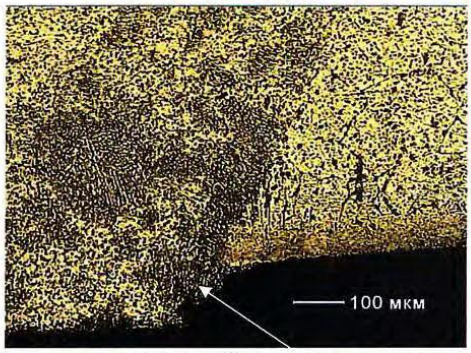
Рис. 4.29. Микроструктура образца № 3



середина сварного шва

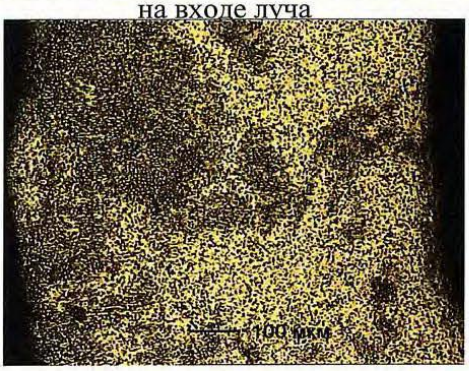
б) Зона №2

выплеск металла шва



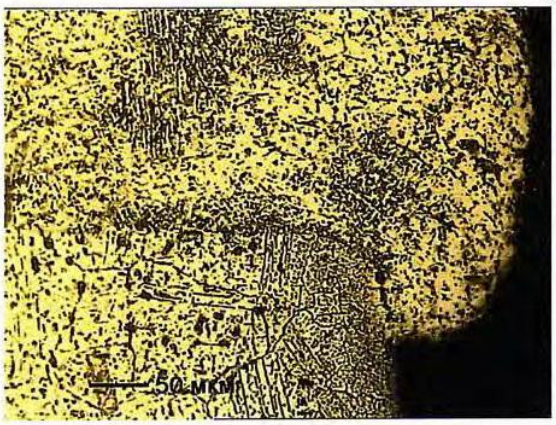
на входе луча

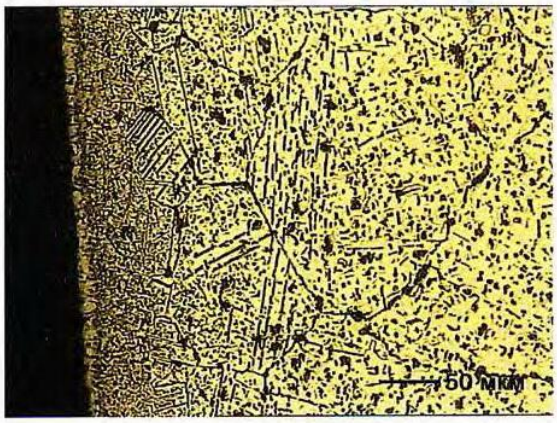
на выходе луча (усиление шва)



середина сварного шва

в)Зона №3



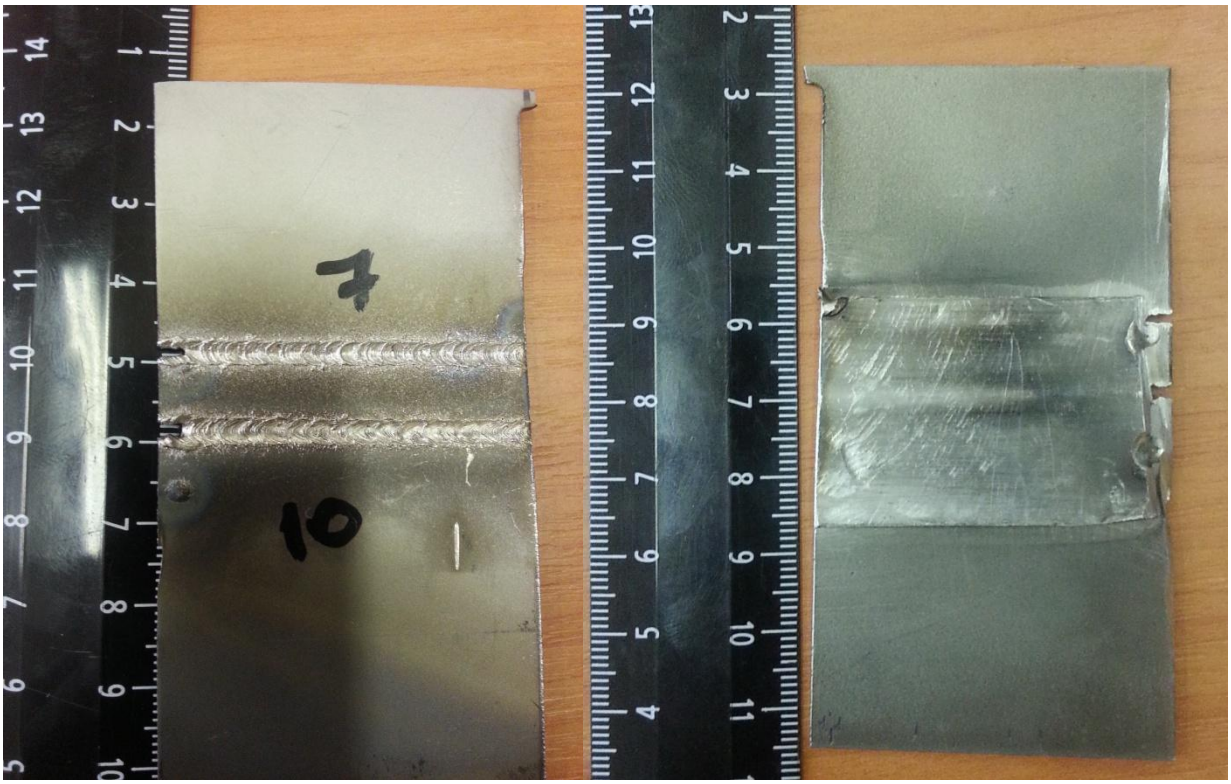


г) ЗТВ в зоне 3

д) Микроструктура листа

Продолжение рис. 4.29. Микроструктура образца № 3

При сварке образца № 4 были реализованы следующие режимы сварки: ускоряющее напряжение 60кВ, ток сварки 7мА и 10мА, скорость сварки 30м/час, подкладка из сплава до азотирования. Внешний вид образца показан на рис. 4.30.



а) лицевая сторона б) корневая сторона

Рис. 4.30. Внешний вид образца № 4 с технологической пластиной

Как видно по внешнему виду, по краям швов наблюдается выплеск металла.

Металлографическими исследованиями выявлено:

- в обоих швах и по границе сварных швов с основным материалом образца дефектов (подрезов, пор и трещин) не наблюдается (рис. 4.31);

- в обоих швах имеется сквозной проплав листа и проплавление части подкладки: в шве с 7мА на глубину до 0,02мм, а в шве 10мА до 0,3мм;

- со стороны входа луча в сварных швах наблюдается утяжина (усадка) глубиной до 0,5мм и выплеск металла по краям шва толщиной до 0,1мм;

- микроструктура сварных швов – дендритного строения, твердый раствор и нитриды, участков со скоплениями нет;

- сварной шов 10мА однородный, а в шве 7мА наблюдается слоистое строение (рис. 4.32 а, б);

- микроструктура основного материала – зерна аустенитного типа размером номер 3-4 шкалы ГОСТ 5639-82 с частицами нитридной фазы пластинчатой формы;

- в зоне термического влияния обоих сварных швов существенного изменения структуры не наблюдается (рис. 4.32 а, б).

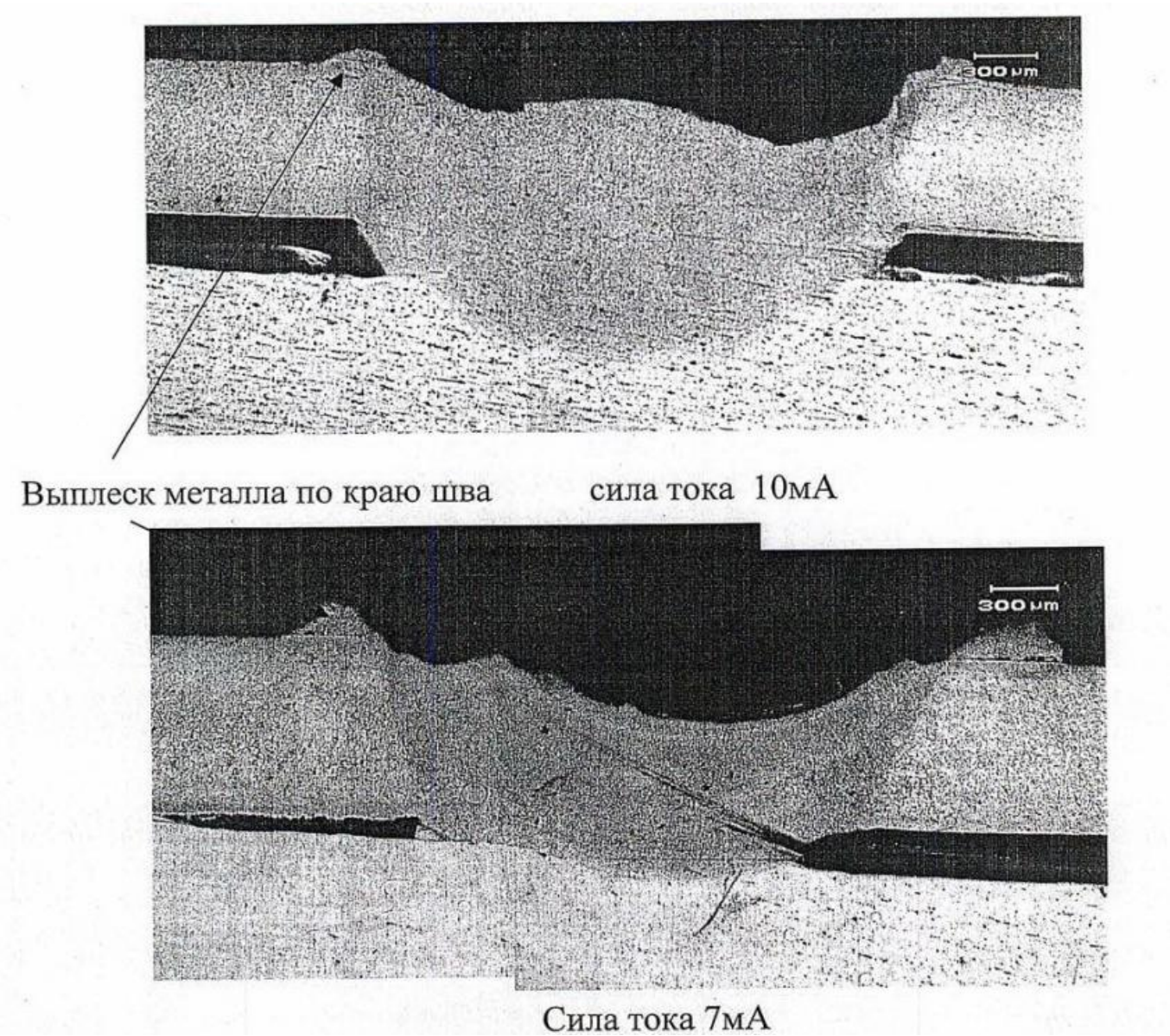


Рис. 4.31. Макроструктура образца № 4

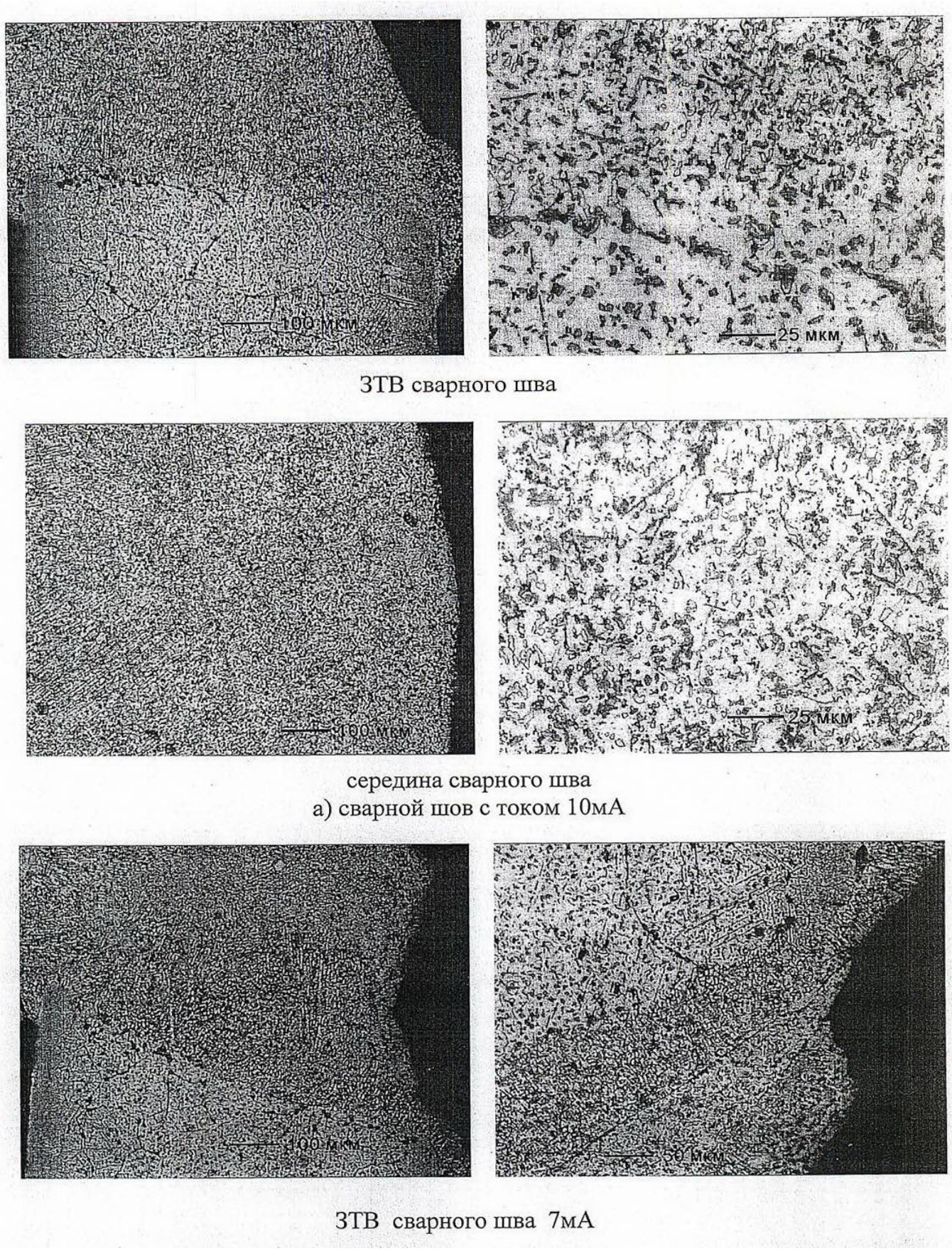
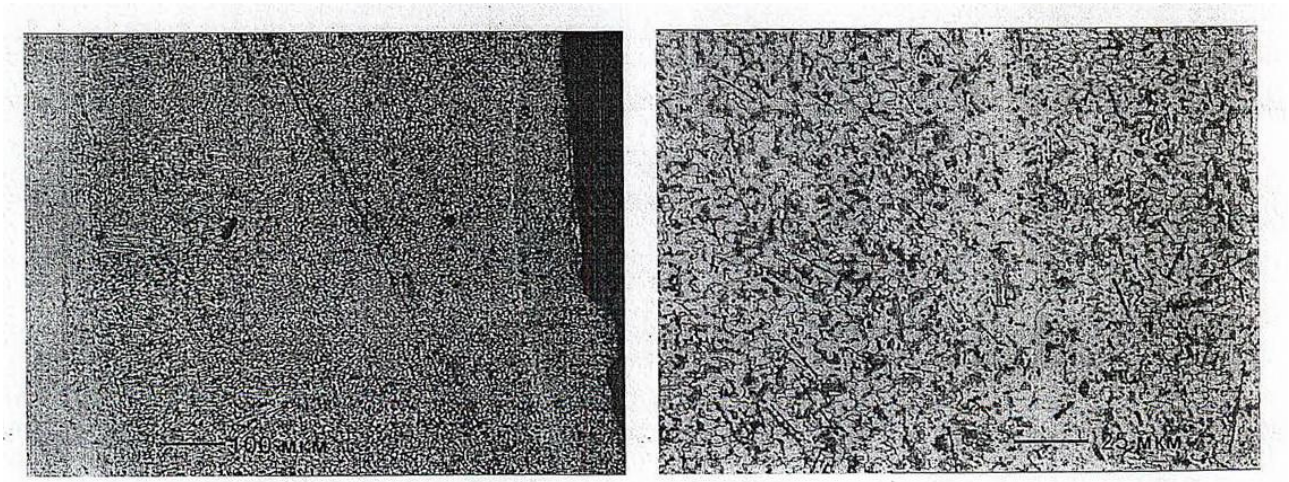
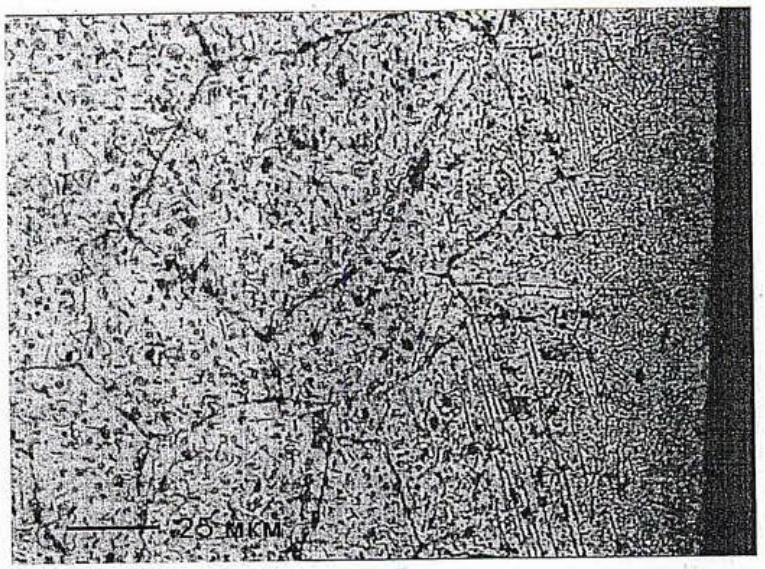


Рис. 4.32. Микроструктура образца № 4



середина сварного шва
б) сварной шов с током 7мА



в) микроструктура листа

Продолжение рис. 4.32. Микроструктура образца № 4

Микротвердость в обоих швах одинаковая:

- основного материала листа HV – 380-430кгс/мм^2,

- в ЗТВ основного материала листа – 400-416кгс/мм^2,

- материал сварного шва 7мА HV – 380-400кгс/мм^2, а в шве 10мА HV - 416кгс/мм^2.

Таким образом, можно сделать выводы:

1. Установлено, что сплав № 2 до азотирования удовлетворительно сваривается электронно-лучевой сваркой. Отработаны режимы сварки деталей.

2. Сплавы с нитридным упрочнением имеют ограничения по свариваемости электронно-лучевой сваркой.

4.4.2. Сварка лазером

В последнее время волоконные лазеры являются наиболее востребованными среди других видов лазеров. Это связано со следующим: излучение прекрасно фокусируется через стеклянные линзы и может передаваться по волокну на большие расстояния; малый размер выходной апертуры луча (300мкм) позволяет сфокусировать конечный лазерный луч в очень маленькую точку; малая расходимость луча; высокий КПД источника (~ 35%); возможность создания излучателей высокой мощности; малая теплоотдача; не требуется настройка, юстировка, чистка и др.; допускается размещение в обычных рабочих помещениях цехов без учета специальных требований; компактность установок; возможность передачи излучения по световоду; срок работы до 100000 часов; высокая эффективность проплавления.

Лазерная сварка выполнялась волоконным иттербиевым лазером ЛС-5 (расположенным в НИЯУ «МИФИ») на листовых образцах, без присадочного материала в среде защитного газа, в форме проплава образца (холостой шов). Размер пластин: 90±1×100±1мм, толщина 0,8±0,08мм; лист из сплава № 2. Пластины, подлежащие сварке, прошли механическую обработку, плоскости зачищались наждачной шкуркой на тканевой основе, обезжиривались ацетоном высшего сорта по ГОСТ 2768-84 (массовая доля ацетона (C_3H_6O) - не менее 99,75%; массовая доля воды – не более 0,20%) при помощи х/б салфеток.

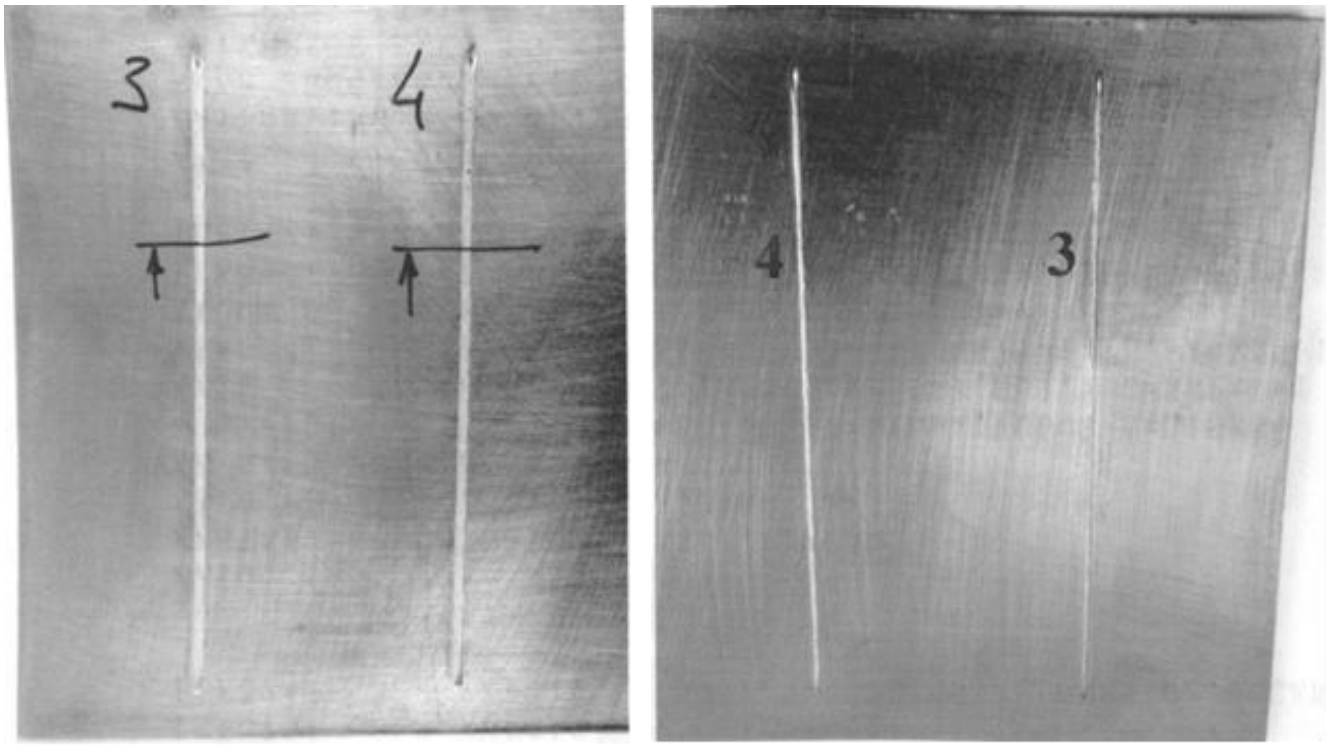
Лазерная сварка проходила в автоматическом режиме. Сварной шов непрерывный на всю протяженность пластины. Глубина проплавления на всю глубину пластины. Сварка проводилась в среде аргона (Аргон ВЧ 99,998% ТУ 6-21-12-99). Постоянные параметры технологического процесса представлены в таблице 4.13.

Таблица 4.13

Постоянные параметры лазерной сварки

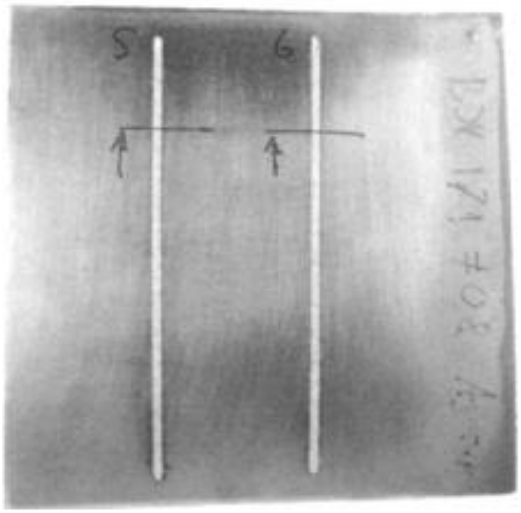
Параметры лазерной сварки	Значение
Фокусное расстояние линзы	680мм
Материал линзы	Кварцевое стекло
Фокусное расстояние коллиматора	150мм
Активное сечение волокна	50мкм
Диаметр фокальной точки	0,25мм
Положение фокальной точки	На поверхности
Технологический газ	Аргон
Давление защитного газа	2атм.

Внешний вид сварных швов представлен на рис. 4.33 и 4.34.

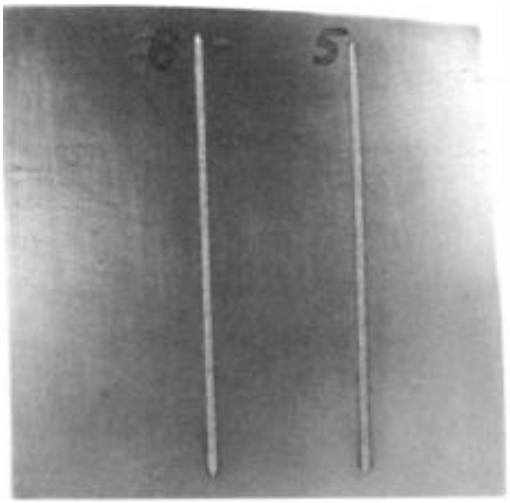


а) лицевая сторона б) корневая сторона

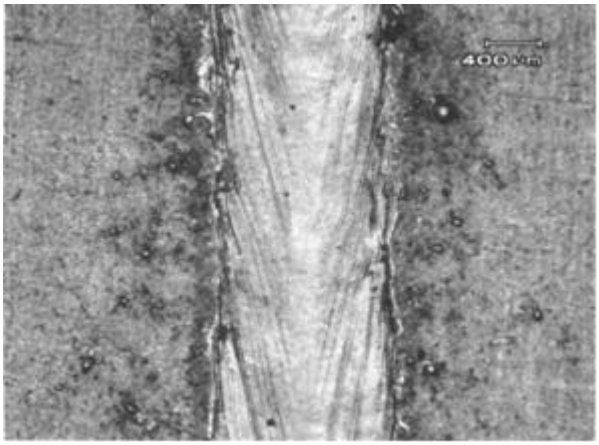
Рис. 4.33. Внешний вид сварных швов (сплав № 2 до азотирования)



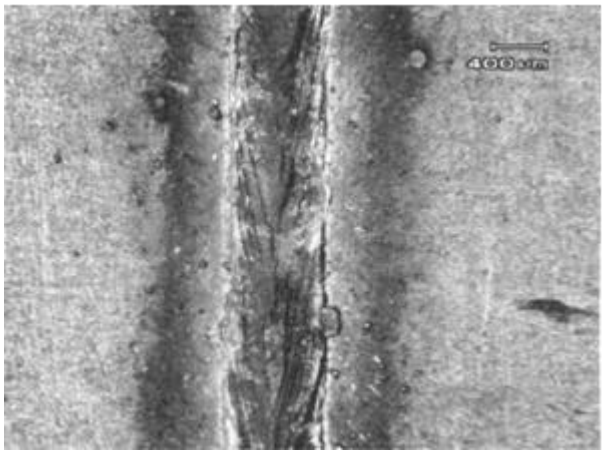
а) лицевая сторона



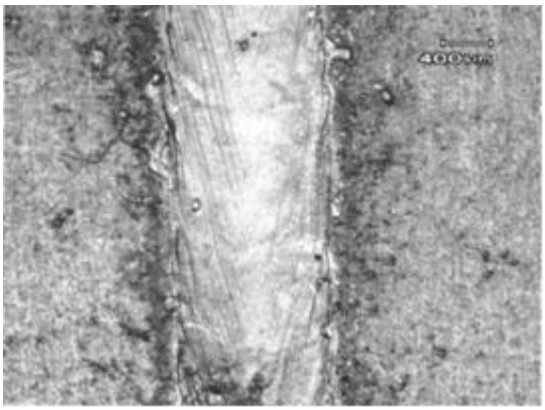
б) корневая сторона



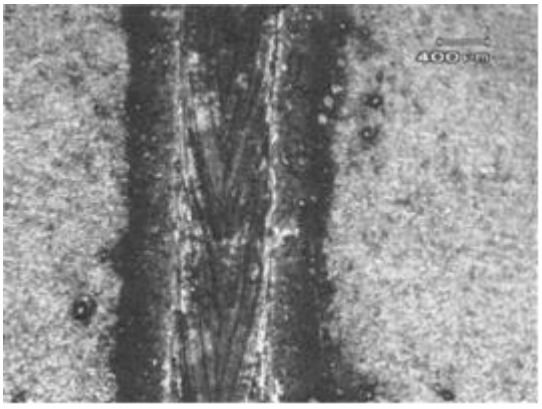
а) лицевая сторона шва 5



б) корневая сторона шва 5



а) лицевая сторона шва 6



б) корневая сторона шва 6

Рис. 4.34. Внешний вид сварных швов (сплав № 2 после азотирования)

Из рисунков видно, что на сплаве № 2 до и после азотирования образуются ровные сплошные швы со сквозным проплавлением, с хорошим формированием

корня шва без видимых дефектов, однако на сплаве № 2 после азотирования появились капли металла по краям шва.

В результате экспериментальных работ с волоконным лазером получены сварные швы на всех исследуемых образцах (табл. 4.14) [79]. Геометрия сварных швов удовлетворительная (табл. 4.15).

Таблица 4.14

Режим сварки

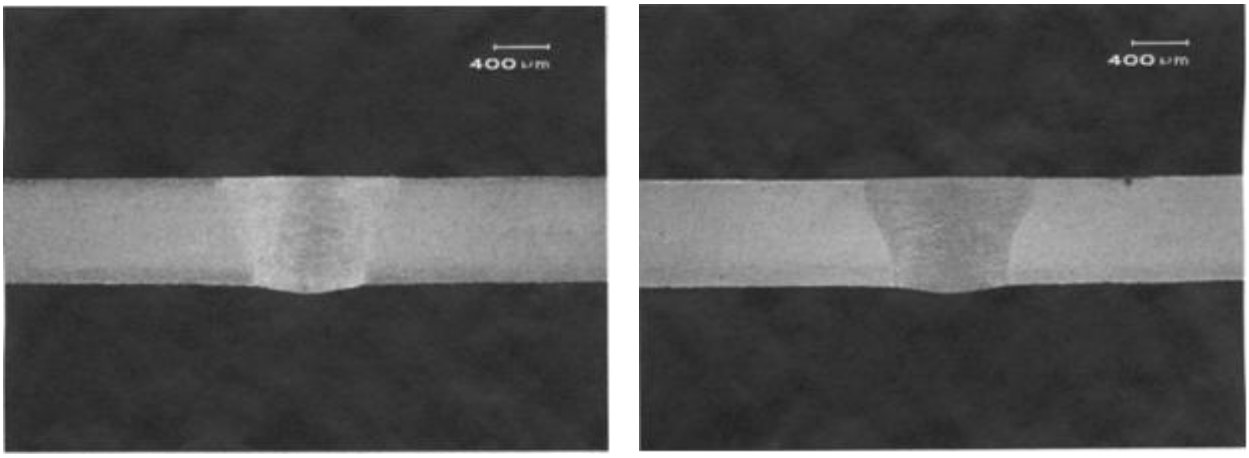
Материал	№ шва	Скорость сварки, м/ч	Мощность, кВт
Сплав № 2 до азотирования	3	90	0,8
	4	108	1
Сплав № 2 после азотированный	5	90	0,8
	6	108	1

Таблица 4.15

Геометрия сварных швов

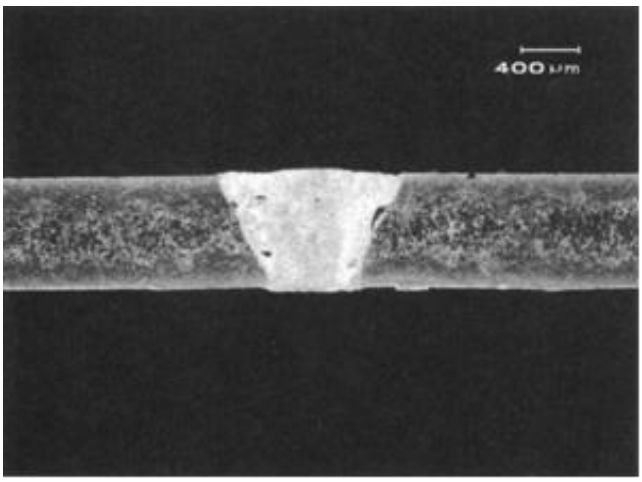
Материал	Сварной шов	Ширина сварного шва, мм	
		С лицевой стороны	С корневой стороны
Сплав № 2 до азотирования	3	1,44	0,85
	4	1,34	0,91
Сплав № 2 после азотированный	5	1,40	0,70
	6	1,33	0,72

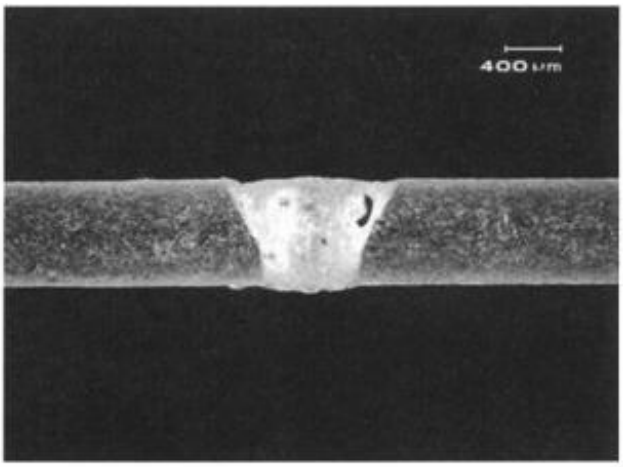
Макроструктура сварных швов № 3 и 4 плотная, однородная, дефектов нет (рис. 4.35 а, б), макроструктура сварных швов № 5 и 6 имеет внутренние дефекты в виде пор (рис. 4.35 в, г).



а) шов № 3 б) шов № 4

Рис. 4.35. Макроструктура сварных швов





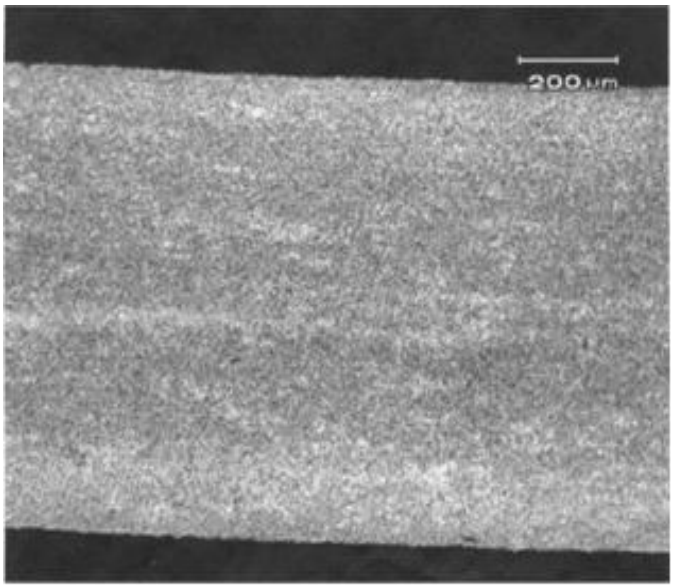
в) шов № 5 г) шов № 6

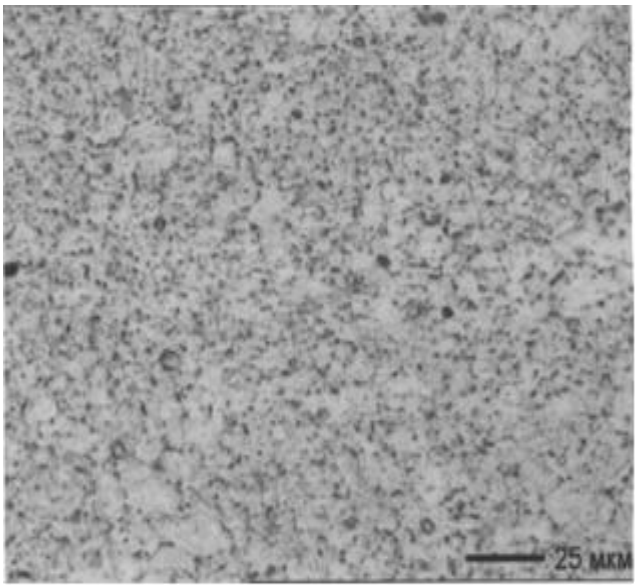
Продолжение рис. 4.35. Макроструктура сварных швов

Микроструктурными исследованиями швов № 3 и 4 выявлено:

- оба сварных шва имеют гиперболическую форму и структуру дендритного строения, материал сварных швов плотный, дефектов нет (рис. 4.36 в, д),

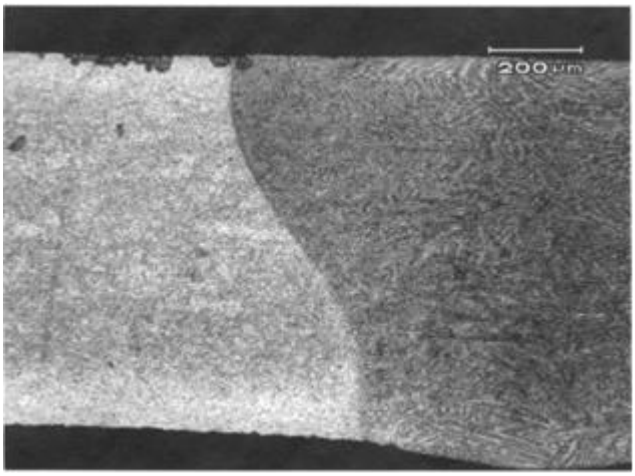
- основной материал имеет мелкозернистую структуру аустенитного типа размером № 9-10 шкалы ГОСТ 5639-82, в зоне термического влияния наблюдается незначительный рост зерна до № 8-9.



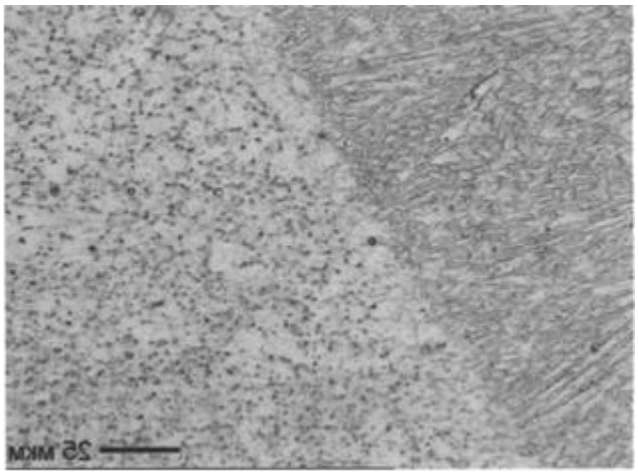


а) основной материал (х100) б) основной материал (х500)

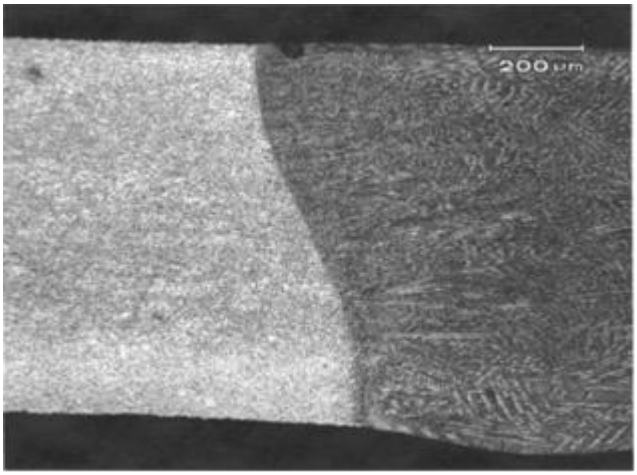
Рис. 4.36. Микроструктура сварных швов



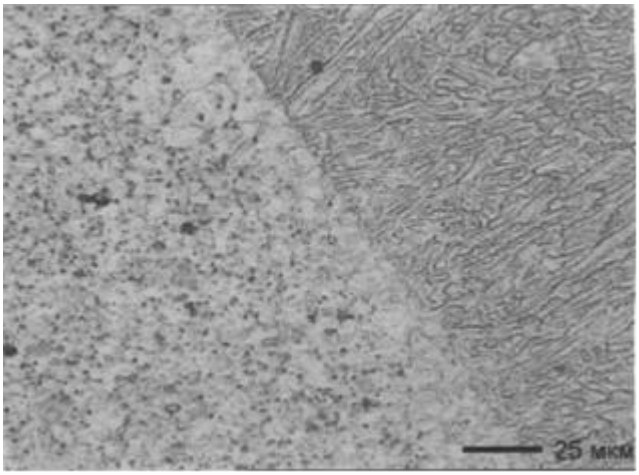
в) ЗТВ и сварной шов № 3 (х100)



г) ЗТВ и сварной шов № 3 (х500)



д) ЗТВ и сварной шов № 4 (х100)



е) ЗТВ и сварной шов № 4 (х500)

Продолжение рис. 4.36. Микроструктура сварных швов

Микротвердость, замеренная на приборе LEICA MHT-10 при нагрузке 100г составляет:

- основного материала – 409кгс/мм^2;
- сварного шва № 3 – 397кгс/мм^2, № 4 – 422кгс/мм^2,
- в ЗТВ шва № 3 – 358кгс/мм^2, шва № 4 – 372кгс/мм^2.

Микроструктурными исследованиями швов № 5 и 6 выявлено:

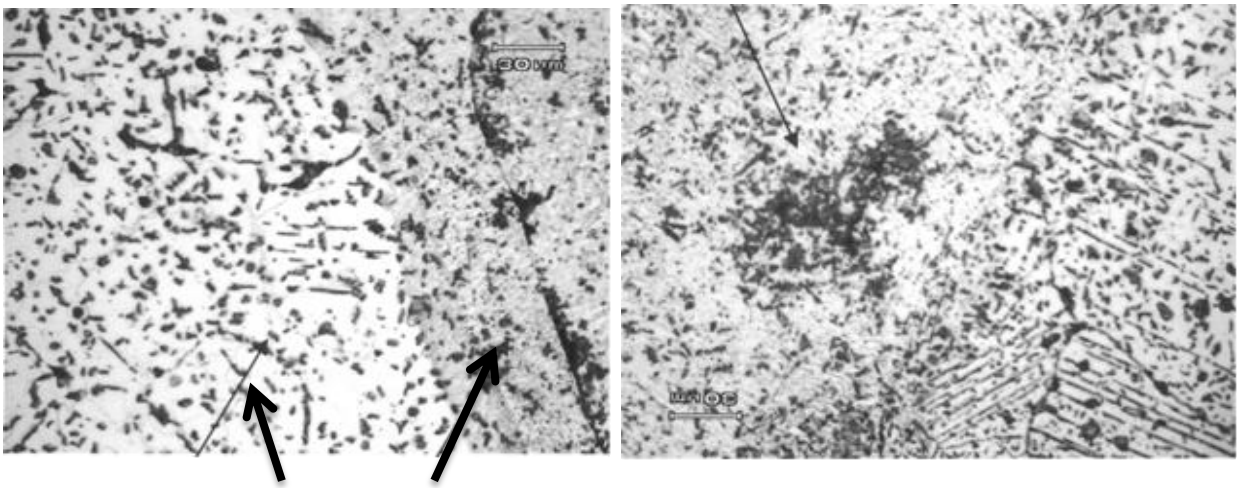
- оба сварных шва имеют гиперболическую форму и структуру дендритного строения, в зоне сварных швов имеются поры размером до 0,044х0,013мм и несплавления по границе шва, материал сварных швов плотный, дефектов нет (рис. 4.37 а, в),

- основной материал имеет зеренную структуру аустенитного типа размером № 5-6 шкалы ГОСТ 5639-82, в зоне термического влияния наблюдается незначительный рост зерна до № 5, на поверхности обоих образцов на глубину ~ 55мкм наблюдается зона с мелкозернистой структурой, размером № 9-10,

- азотирование прошло насквозь,

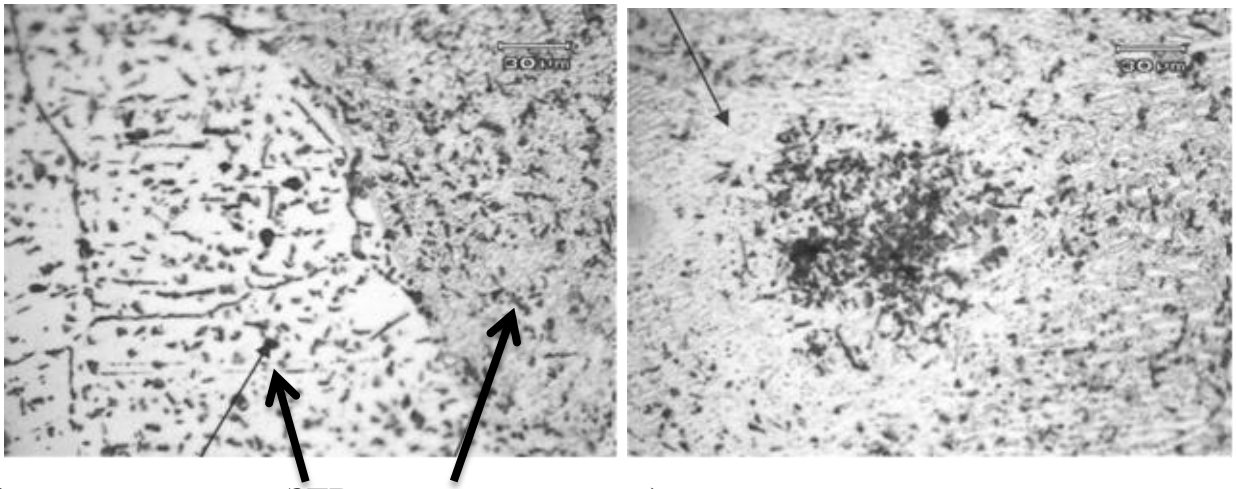
- частицы нитридной фазы основного материала, зоны сварного шва и ЗТВ, выделяющиеся по границам зерен и внутри зерна, имеют глобулярную и пластинчатую форму, в сварном шве имеются скопления нитридов.

сварной шов № 5 (х500)



а) микроструктура ЗТВ и сварного шва б) скопления нитридов в сварном шве

сварной шов № 6 (х500)



в) микроструктура ЗТВ и сварного шва г) скопления нитридов в сварном шве

Рис. 4.37. Микроструктура сварных швов

Микротвердость, замеренная на приборе LEICA MHT-10 при нагрузке 100г составляет:

- основного материала – 382кгс/мм^2;

- сварного шва № 5 – 368кгс/мм^2, № 6 – 397кгс/мм^2,

- в ЗТВ шва № 5 – 400кгс/мм^2, шва № 6 – 437кгс/мм^2.

В общем случае в никелевых сплавах при попадании кислорода и водорода в сварочную ванну могут протекать реакции восстановления с образованием газообразных продуктов, при которых в сварных швах образуются поры. При взаимодействии с водородом это пары воды $NiO + 2H = Ni + H_2O\uparrow$, а при взаимодействии с атомами углерода, который является хорошим раскислителем – оксид углерода $NiO + C = Ni + CO\uparrow$.

Могут возникать также и другие дефекты формирования сварного шва – непровары, подрезы.

Азот в сварных швах в общем случае образует скопление нитридов, которые ухудшают пластичность и это явление служит причиной появления «холодных трещин».

Применение методов сварки с высокой концентрацией энергии (лазерная сварка, электронно-лучевая сварка), когда уменьшается количество расплавленного металла оказывает положительное влияние на свариваемость. Кристаллы нитридов титана затрудняют циркуляцию жидкого металла и это часто способствует образованию горячих трещин при кристаллизации. Под действием возникающих напряжений, связанных с тем, что жидкость затрудняет деформацию металла, в швах нередко образуются трещины.

Тугоплавкие нитриды титана, хрома повышают температурный интервал кристаллизации и, тем самым, повышают склонность металла к образованию горячих трещин в сварных швах.

В зону, где затвердевание протекает несколько медленнее, оттесняются примеси и газы. В таких зонах образуются поры, раковины.

В сварном шве наблюдается ликвация – неравномерное распределение азота по сечению шва.

Отжиг сварных соединение не приводит к выравниванию содержания азота по сечению шва, однако другие элементы, не связанные в нитриды, такие как Co, W, распределяются более равномерно. Это сопровождается улучшением механических свойств.

Лазерная сварка в связи с высокой концентрацией энергии светового луча, позволяет получать швы с минимальным количеством расплавленного металла.

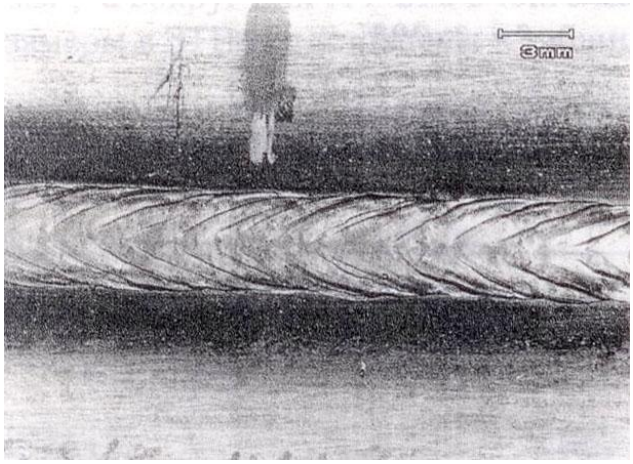
Таким образом, можно сделать выводы:

1. Установлено, что сплав № 2 до азотирования удовлетворительно сваривается лазерной сваркой. Отработаны режимы сварки.

2. Сплавы с нитридным упрочнением имеют ограничения по свариваемости лазерной сваркой.

4.4.3. Аргоно-дуговая сварка

Аргоно-дуговая сварка проводили на образцах из сплава № 2 до и после азотирования. Автоматическая сварка велась по режиму: ток сварки 40А, скорость сварки 7м/ч, присадочная проволока ЭП533, ручная сварка – ток сварки 35-37А, присадочная проволока ЭП533. Внешний вид сформировавшихся сварных швов показан на рис. 4.38.



а) автоматическая сварка

б) ручная сварка

Рис.4.38. Внешний вид сварных швов

Как видно из рис. 4.39, макроструктура сварных швов плотная, однородная, дефектов нет, стрелками показаны скопления нитридов, а также на рис. 4.40.

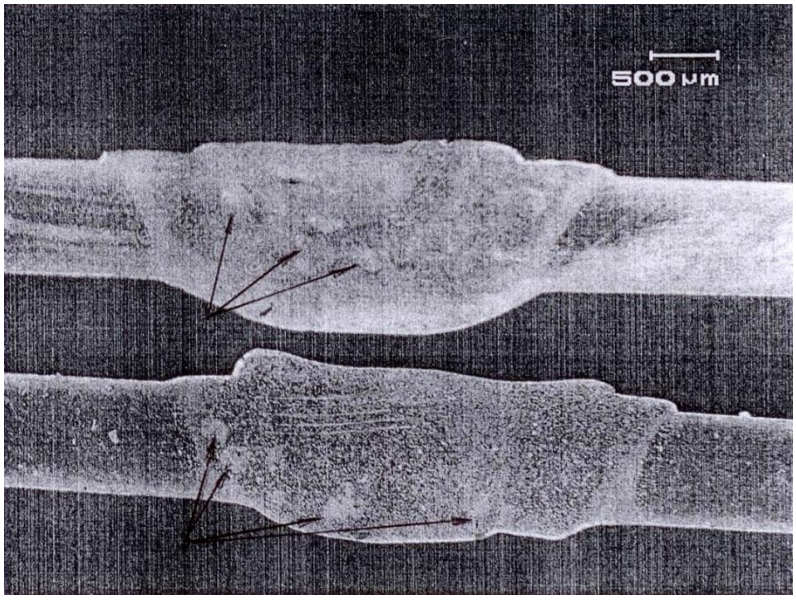


Рис.4.39. Макроструктура сварных швов

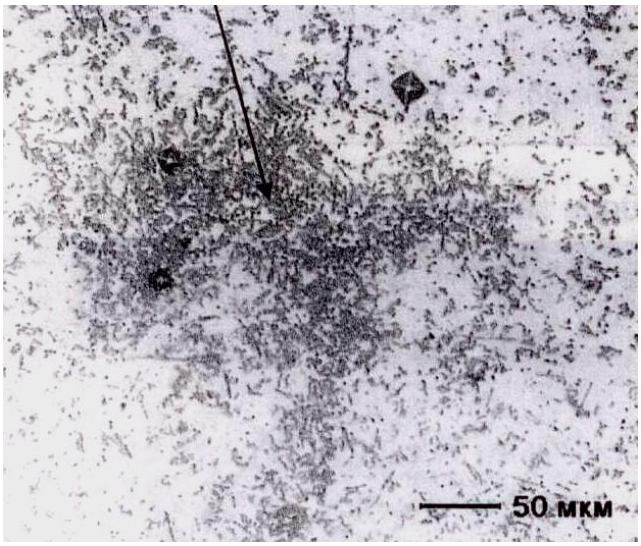
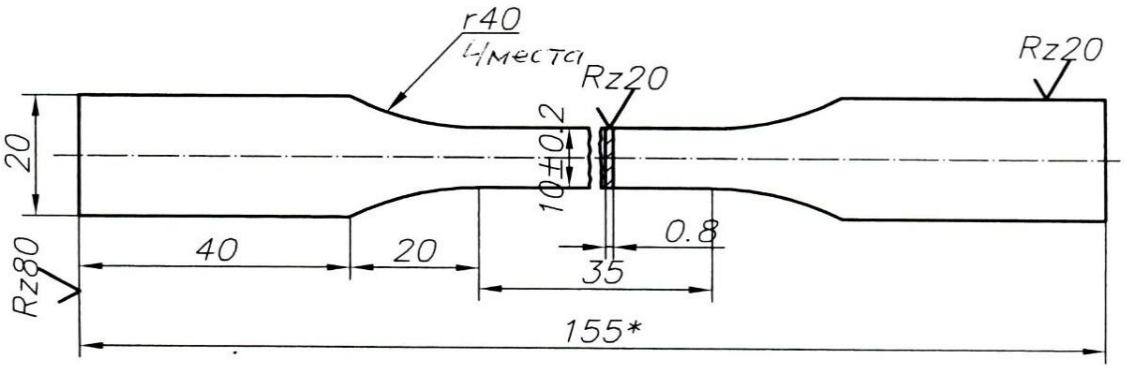


Рис.4.40. Скопления нитридов

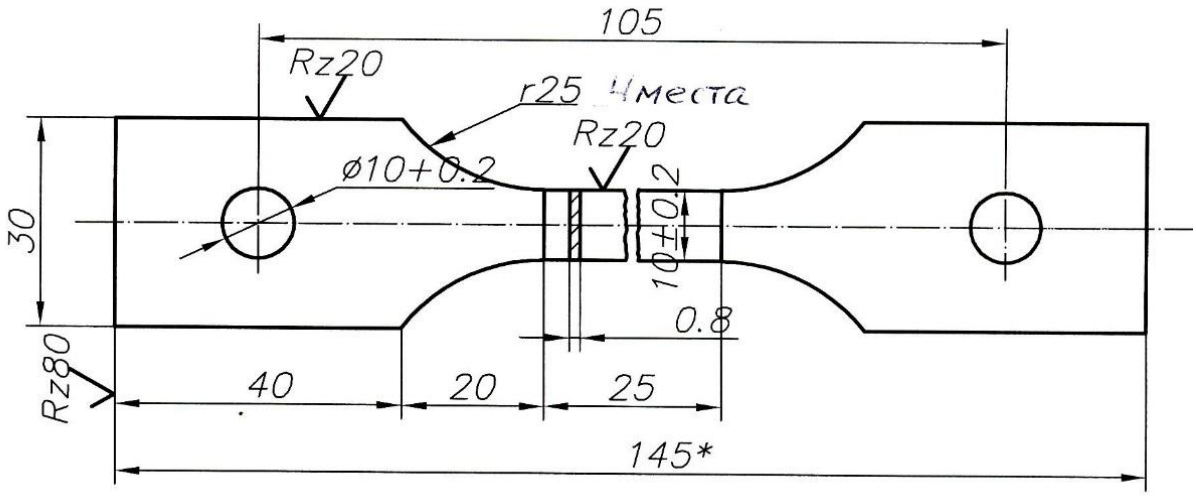
Микротвердость, замеренная на приборе LEICA MHT-10 при нагрузке 100г составляет:

- основного материала – 375-400кгс/мм^2;
- сварного шва 350-600кгс/мм^2;
- в ЗТВ шва 290-340кгс/мм^2.

Образцы для исследования механических свойств изготавливались в соответствии с рис. 4.41.



а) при комнатной температуре



б) при повышенной температуре

Рис. 4.41. Образцы для механических испытаний

Полученные результаты показали удовлетворительный уровень прочности сварных соединений сплава № 2 (табл. 4.16).

Таблица 4.16

Механические испытания

Объект исследования	Механические свойства				
	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_в$, МПа	δ, %	$К = \sigma_{0,2св.с.}/\sigma_{0,2ом}$	$К = \sigma_{в\ св.с.}/\sigma_{в\ ом}$
1	2	3	4	5	6
До азотирования					
Основной металл	725	1150	43	-	-

1	2	3	4	5	6
АрДЭС с присадкой ЭП533-ИД	587	998,7	17,2	0,81	0,87
После азотирования					
Основной металл	625	950	3,6	-	-
ААрДЭС с присадкой ЭП533-ИД	614	768	1,2	0,99	0,81
АрДЭС с присадкой ЭП533-ИД	552	835	2,6	0,89	0,88
	546	865	2,0	0,88	0,91
	611	870	2,1	0,98	0,92

Выводы:

1. Сплав № 2, до азотирования, удовлетворительно сваривается электронно-лучевой, лазерной, аргоно-дуговой сварками. Полученные режимы сварки можно считать оптимальными.

2. Азотированный сплав № 2 имеет ограничения по свариваемости лазерной и электронно-лучевой сварками. Для сварки азотированного сплава № 2 целесообразнее применять аргоно-дуговую сварку.

3. Металлографическими исследованиями выявлено, что при сварке сплава № 2 после азотирования в микроструктуре сварных швов выявлены скопления нитридов.

Выводы по главе 4

1. У сплава № 2, до азотирования, предел прочности при 1000°С на порядок меньше значения при комнатной температуре, а длительная прочность при 1000°С близка к нулевому уровню. После объёмного азотирования, предел прочности $\sigma_в$ и предел текучести $\sigma_{0,2}$ при 1000°С повысились в два раза. Прочность образцов толщиной 1,5мм и 3,0мм меньше аналогичных свойств более тонких образцов с толщинами 0,8мм и 1,0мм, что объясняется неполным процессом азотирования по толщине листа и как следствие снижением среднего

содержания на единицу толщины упрочняющих частиц нитридов. Длительная прочность сплава № 2 после азотирования при 1200°С составляет порядка 17…19МПа.

2. Установлено, что сквозное азотирование прошло только в листах толщиной 0,8мм и 1,0мм. По полученным результатам построена зависимость глубины азотированного слоя от толщины листа сплава. Установлено, что в азотированном слое наводятся остаточные сжимающие напряжения, которые способствует диффузии атомов азота в толстых пластинах на большую глубину.

3. Установлено, что сплав № 2 до азотирования удовлетворительно сваривается способами электронно-лучевой, лазерной и аргоно-дуговой сварки. Отработаны режимы сварки. Сплавы с нитридным упрочнением имеют ограничения по свариваемости лазерной и электронно-лучевой сварки, поэтому для сварки таких сплавов целесообразнее применять аргоно-дуговую сварку.

Глава 5. Исследование влияния нитридов на сопротивляемость высокотемпературному окислению

Исследованы характеристики жаростойкости сплава № 2 при изотермическом окислении, которые получены на образцах в следующих состояниях:

- до азотирования;
- в азотированном состоянии;
- в азотированном состоянии с защитным покрытием, толщиной 30мкм.

Испытания проводились в корундовых тиглях в изотермических условиях в воздушной среде при температуре 1050°С и 1200°С (рис. 5.1). Оценку результатов проводили по изменению удельной массы образцов ($\frac{\Delta m}{S}$, г/м^2), по внешнему виду, по изменению структуры поверхностного слоя, глубины коррозионных повреждений, а также рентгеноструктурным анализом фазового состава поверхностного слоя образцов.

Образцы с тиглями взвешивали на аналитических весах после 5, 10, 20, 35, 55, 75 и 100 часов испытаний.

Рис. 5.1. Электропечь сопротивления С.0,1-1400.1Ф

Эксперимент № 1.

Испытание проводили на образце толщиной 1,2мм при температуре 1050°С до азотирования. При данной температуре, исследуемый сплав легко окисляется,

образуя оксидную пленку, которая отслаивается в виде мелкого порошка серого цвета, осыпающегося на дно тигля. Удельная масса образцов изменяется по параболической зависимости $\frac{\Delta m}{S} = K \cdot \sqrt{\tau}$ (рис. 5.2). На установившейся стадии окисления при температуре 1050°С константа скорости окисления составляет $3{,}02 \frac{г^2}{м^4 \cdot ч}$.

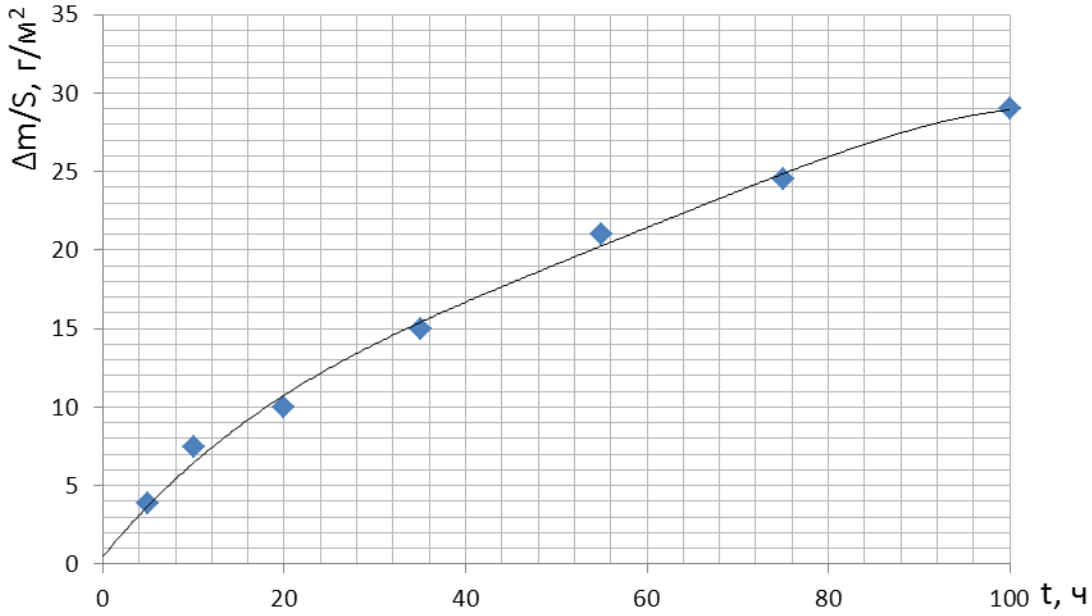


Рис. 5.2. Изменение удельной массы образцов при температуре 1050°С

Через 100 часов испытаний глубина коррозионного повреждения поверхностного слоя сплава достигает порядка 90-110 мкм (рис. 5.3).

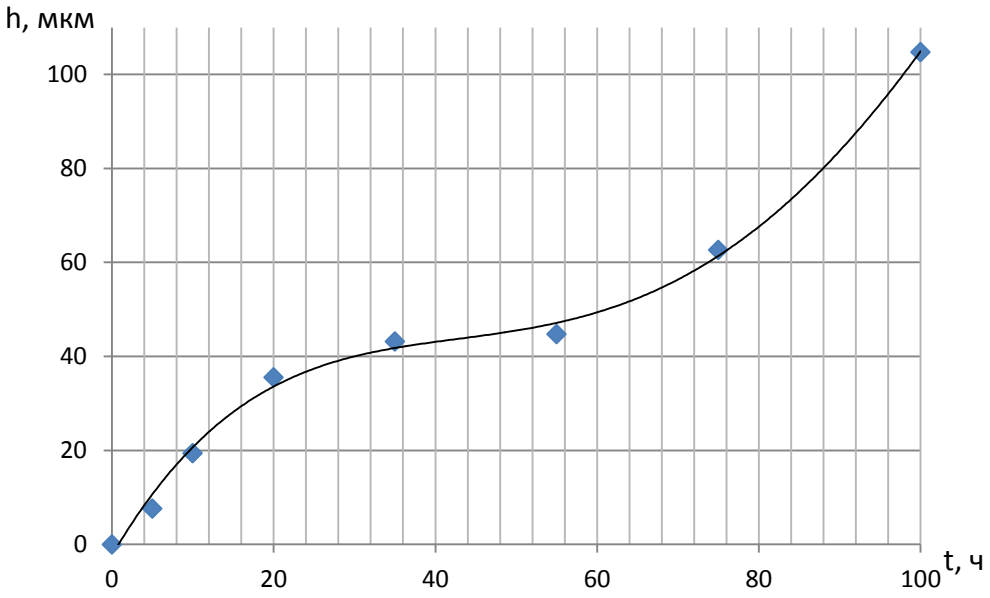


Рис. 5.3. Изменение глубины коррозионного повреждения (h) поверхностного слоя образцов при температуре 1050°C

Рентгеноструктурным анализом установлено, что на поверхности образцов преобладает оксид Cr_2O_3, количество которого сохраняется высоким как через 55 часов, так и через 100 часов испытаний. Однако, начиная с 55 часов, в составе окалины возрастает доля шпинели $(Ni,Co)Cr_2O_4$. Усредненная константа скорости коррозии составляет приблизительно $7{,}5\frac{г^2}{м^4 \cdot ч}$.

При температуре 1200°C формирование оксидной пленки на поверхности образцов происходит намного быстрее, чем при 1050°C (рис. 5.4).

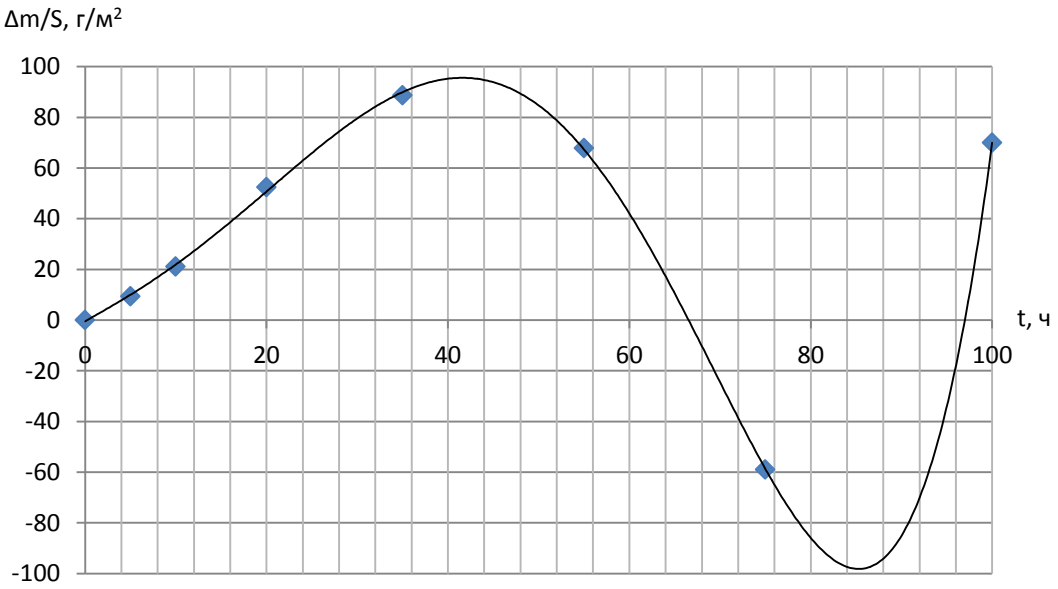


Рис. 5.4. Изменение удельной массы ($\frac{\Delta m}{S}$) образцов при температуре 1200°С

Поверхность образцов спустя 10-15 часов испытаний становится шероховатой, окалина легко отслаивается с поверхности в виде мелкого порошка и гранул. После 15 часов глубина поверхностного слоя, обедненного легирующими элементами и поврежденного коррозией доходит до 50мкм, а после 100 часов увеличивается до 190-200мкм (рис. 5.5).

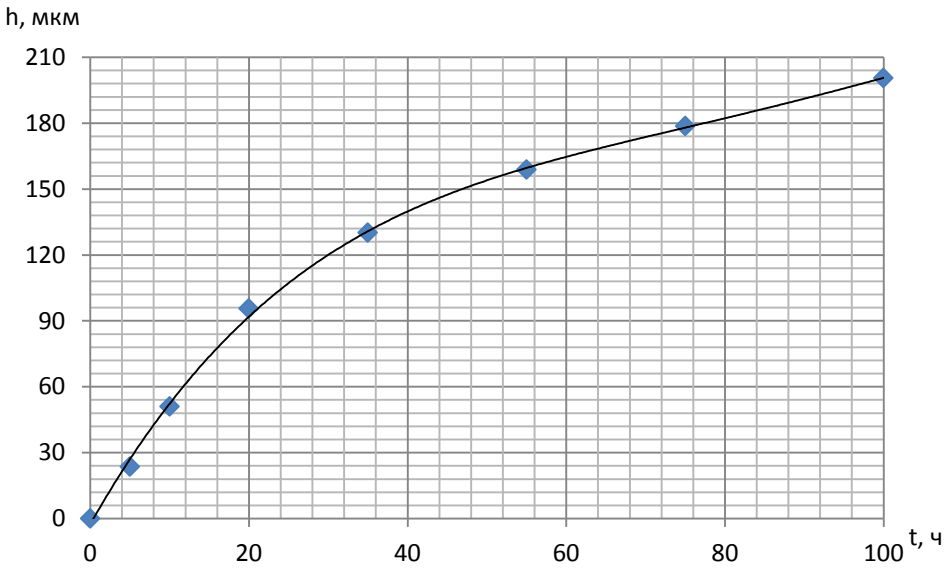


Рис. 5.5. Изменение глубины коррозионного повреждения поверхностного слоя образцов при температуре 1200°С

Основные структурные составляющие оксидной пленки на поверхности образцов, фазовый состав и соотношение фазовых составляющих, с течением времени испытаний существенно не меняются и представляют собой следующие оксиды: Cr_2O_3, $(Ni,Co)Cr_2O_4$ и NiO. Меньшие значения прироста удельной массы образцов с тиглями при температуре 1200°С по сравнению с 1050°С могут быть связаны с протеканием реакций, в результате которых образуются летучие фракции оксидов $CrO_{3(г)}$, $WO_{3(г)}$.

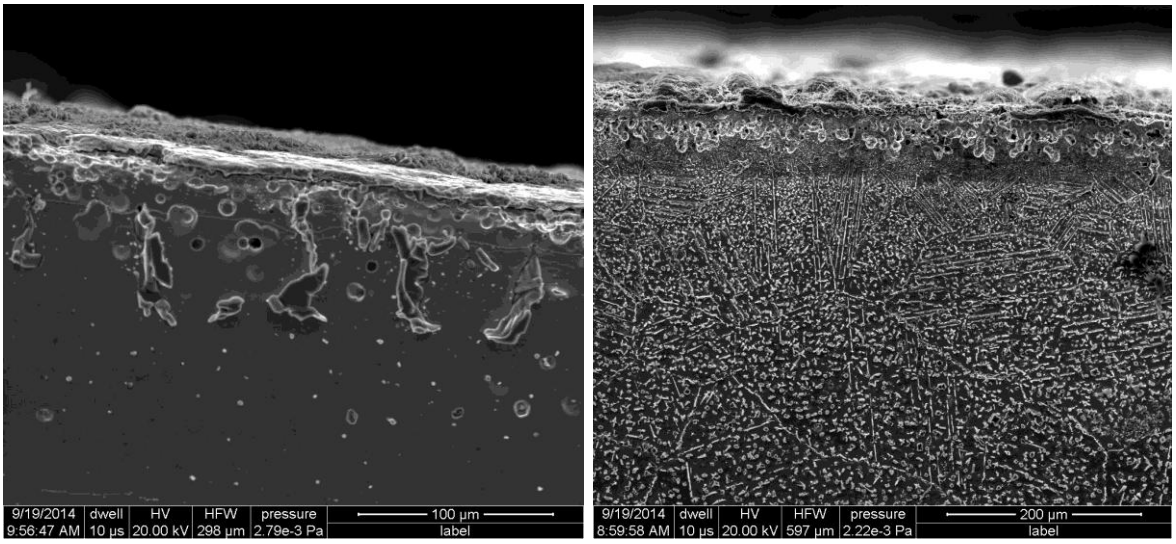
Усредненная константа скорости коррозии составляет приблизительно $134\frac{г^2}{м^4 \cdot ч}$.

Выводы по эксперименту № 1.

Исходя из ионной теории строения металлов, механизм окисления сплава при температуре 1050°С представляется следующим. Электроны металла притягиваются к молекулам кислорода, адсорбированным на поверхности металла, что приводит к образованию отрицательно заряженных ионов кислорода O^{2-}. Далее положительно заряженные ионы хрома Cr^{3+} взаимодействуют с ионам кислорода, что приводит к образованию частиц оксида хрома Cr_2O_3. С течением времени частицы оксида хрома, соединяясь в мелкие зерна, образуют тонкую пленку Cr_2O_3. Затем, после формирования сплошной пленки из зерен Cr_2O_3, происходит диффузия ионов Ni^{2+} и Co^{2+} через оксидную пленку Cr_2O_3 и на границе с воздухом образуются NiO и CoO. В то же время под оксидной пленкой происходит образование новых частиц Cr_2O_3 и шпинели $(Ni,O)Cr_2O_4$. Образовавшиеся частицы шпинели тормозят диффузию ионов через внутренний слой окалины. Во внутреннем слое окалины преобладает шпинель, в которой имеются тонкие включения частиц NiO и CoO.

В результате интенсивной диффузии положительно заряженных ионов в тонком поверхностном слое сплава под оксидной пленкой возникает высокая концентрация избыточных вакансий, которые объединяются в микропоры, что в дальнейшем приводит к скалыванию оксидной пленки.

В результате снижения скорости диффузии ионов Ni^{2+}, Co^{2+}, Cr^{3+} через внутренний слой окалины из-за образовавшейся шпинели $(Ni,O)Cr_2O_4$ и оксида Cr_2O_3, увеличивается скорость диффузии ионов кислорода O^{2-} через внешний слой окалины. Образующиеся в результате оксиды проникают в сплав в виде клиньев (рис. 5.6).



а) до азотирования (х500) б) после азотирования (х250)

Рис. 5.6. Изменение глубины коррозионного повреждения поверхностного слоя образцов из сплава № 2 после изотермического окисления на воздухе при температуре 1200°С в течение 35 ч

Наличие «свободного» титана в сплаве приводит к формированию в окалине TiO_2. В связи с тем, что оксид титана обладает высокой проницаемостью для кислорода, частицы TiO_2, находящиеся в пленке Cr_2O_3, резко уменьшают ее защитные свойства.

При температуре 1200°С диффузионные процессы значительно ускоряются. Механизм окисления сплава практически сохраняется. Рост окалины контролируется скоростью диффузии ионов хрома через внутренний слой окалины и ионов кислорода через внешний слой окалины. Скорость испарения летучих фракций оксидов, заметно возрастает.

Эксперимент № 2.

Рассмотрим окисление сплава № 2 в азотированном состоянии. В качестве образцов были использованы образцы толщинами 1,2мм и 3,0мм. Отличительной особенностью является наличие распределенных в объеме зерен и на их границах дисперсных частиц нитридов, в основном TiN, причем у поверхности концентрируются частицы пластинчатой формы, а в сердцевине – глобулярной (рис. 5.7).

Рис. 5.7. Микроструктура азотированного сплава № 2

Окисление образцов при температурах 1050°С [80] и 1200°С для образца толщиной 1,2мм происходит по параболической зависимости (рис. 5.8, 5.9). Отличительной особенностью окисления образцов толщиной 3,0мм заключается в том, что окисление в большей мере имеет место по торцам образцов на участках без азотирования, что способствует более быстрому окислению и уменьшает достоверность полученных данных по изменению удельной массы образцов.

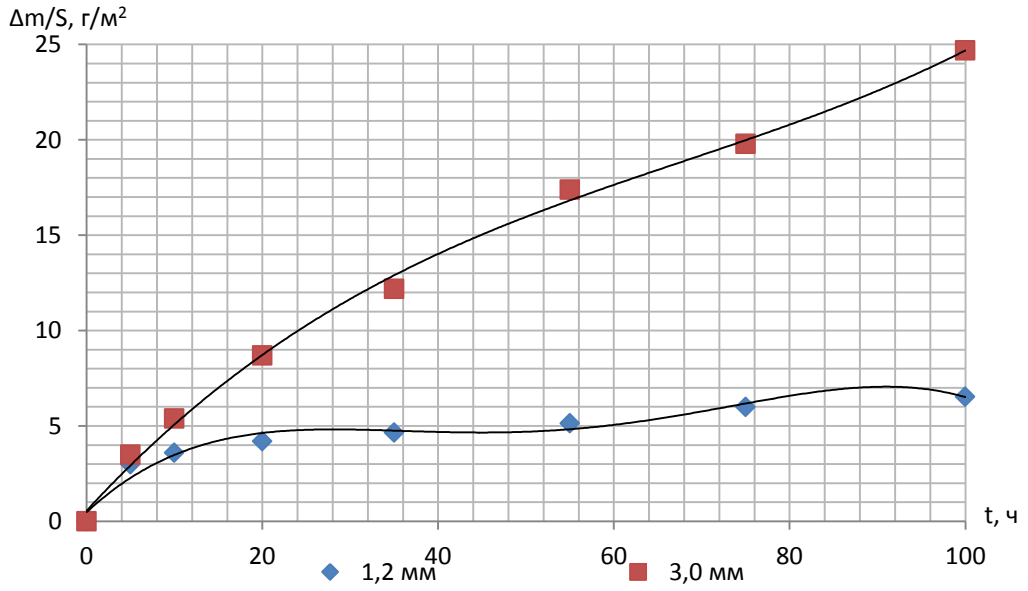


Рис. 5.8. Изменение удельной массы ($\frac{\Delta m}{S}$) образцов при температуре 1050°С

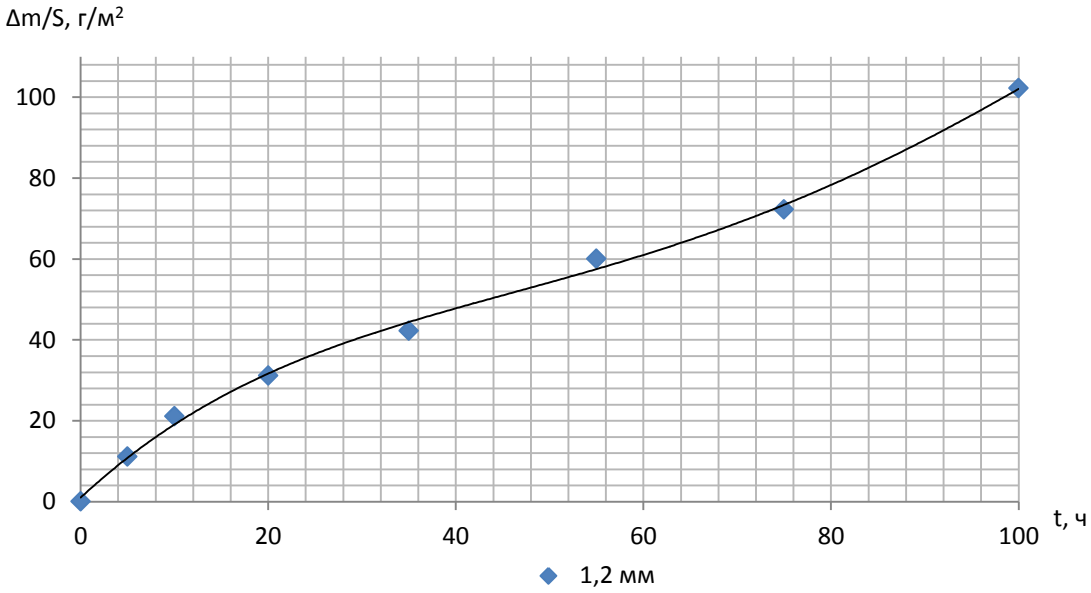


Рис. 5.9. Изменение удельной массы ($\frac{\Delta m}{S}$) образцов при температуре 1200°С

Продукты окисления осыпались на дно тиглей в виде мелкого порошка (рис. 5.10).

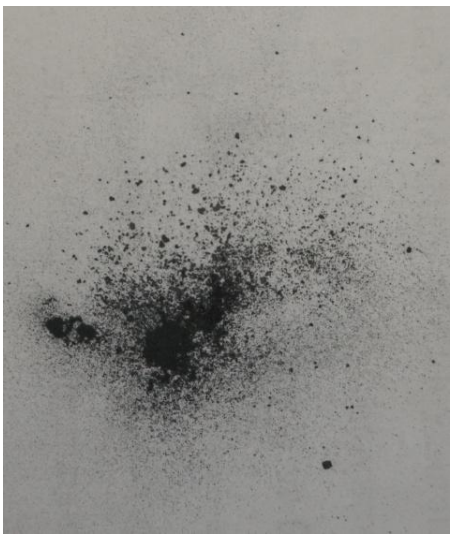


Рис. 5.10. Продукты окисления

Усредненная константа скорости коррозии при температуре 1050°С составляет приблизительно 0,62$\frac{г^2}{м^4 \cdot ч}$, а при 1200°С около 84,2$\frac{г^2}{м^4 \cdot ч}$.

Глубина коррозионного поражения поверхностного слоя через 100 ч окисления достигала 45-50мкм при температуре 1050°С и до 130мкм при температуре 1200°С (рис. 5.11, 5.12). Рентгеноструктурным анализом было установлено, что оксидная пленка на поверхности образцов, испытанных при температурах 1050°С и 1200°С состоит, в основном, из двух оксидных фаз Cr_2O_3 и $(Ni,Co)Cr_2O_4$.

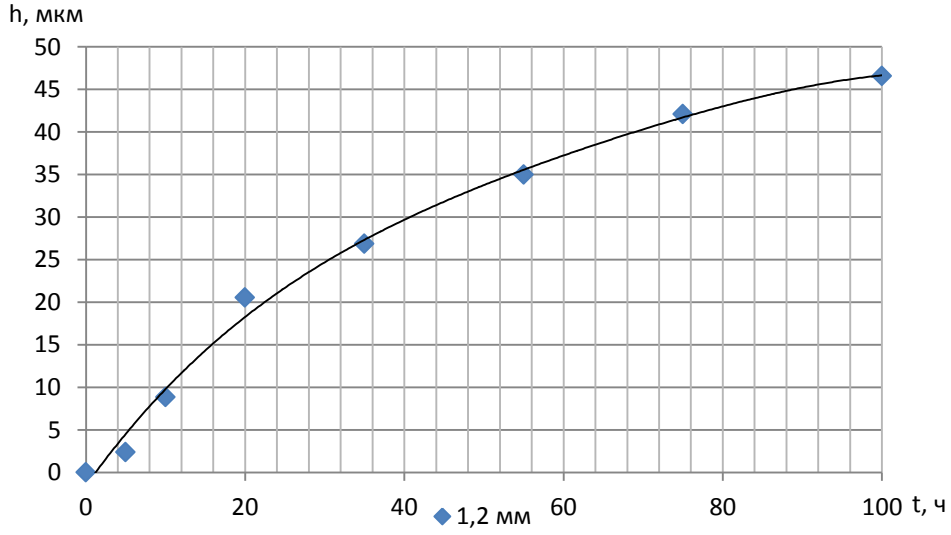


Рис. 5.11. Изменение глубины коррозионного повреждения поверхностного слоя образцов при температуре 1050°С

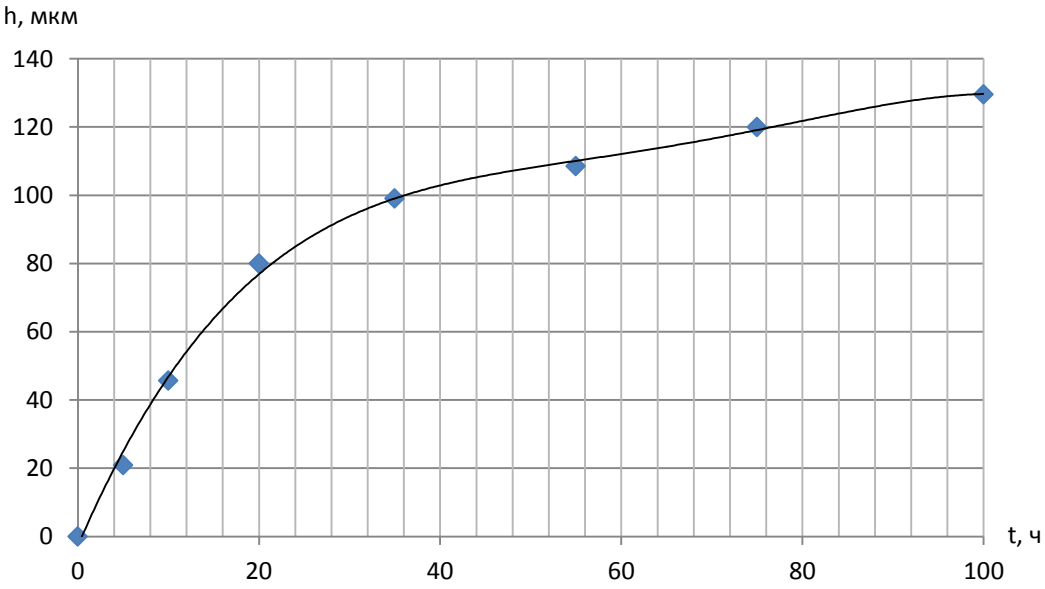


Рис. 5.12. Изменение глубины коррозионного повреждения поверхностного слоя образцов при температуре 1200°С

Выводы по эксперименту № 2.

При температуре 1050°С окисление сплава № 2 после азотирования также подчиняется параболической зависимости, но скорость окисления и глубина коррозионного повреждения снижается по сравнению со сплавом без частиц нитридов.

Нитрид титана представляет собой тугоплавкую фазу внедрения, сопротивляемость окислению которой при высоких температурах исследована недостаточно [77].

Практически весь титан сплава связывается в нитрид, в связи с чем фактор отрицательного влияния титана на коррозионную стойкость сплава при высокотемпературном окислении исключается. На это указывает тот фактор, что в окалине, осыпающейся на дно тигля, а также в поверхностном слое окисляющихся образцов оксиды титана отсутствуют. Зато в осыпающейся окалине присутствует нитрид титана.

Наличие распределенных частиц в объёме зерен и на их границах дисперсных частиц нитридов, оказывает значительное влияние на скорость диффузии ионов в процессе окисления. В результате того, что нитрид титана не

взаимодействует с ионами кислорода происходит удлинение диффузионных путей и как следствие меньший расход ионов на окисление, что в свою очередь приводит к уменьшению вакансий и уменьшению микропористости в поверхностном слое металла под окалиной. Нитриды также уменьшают площадь окисления. Перечисленные факторы приводят к тому, что в структуре окисленного сплава заметно уменьшается глубина коррозионного поражения сплава.

Таким образом, образующиеся в процессе азотирования частицы нитридов титана в сплаве уменьшают потери хрома сплава на образование оксида Cr_2O_3 и испарение оксида CrO_3, а также уменьшают глубину коррозионного повреждения поверхностного слоя сплава при окислении.

Эксперимент № 3.

Рассмотрим окисление образцов из сплава № 2 в азотированном состоянии и с дополнительно нанесенным защитным покрытием АС-1 (толщина 1,0мм).

В процессе испытаний при температурах 1050°С и 1200°С поверхность алюмосилицированных образцов имела темно-серый цвет. Результаты испытаний показаны на рисунках 5.13-5.16.

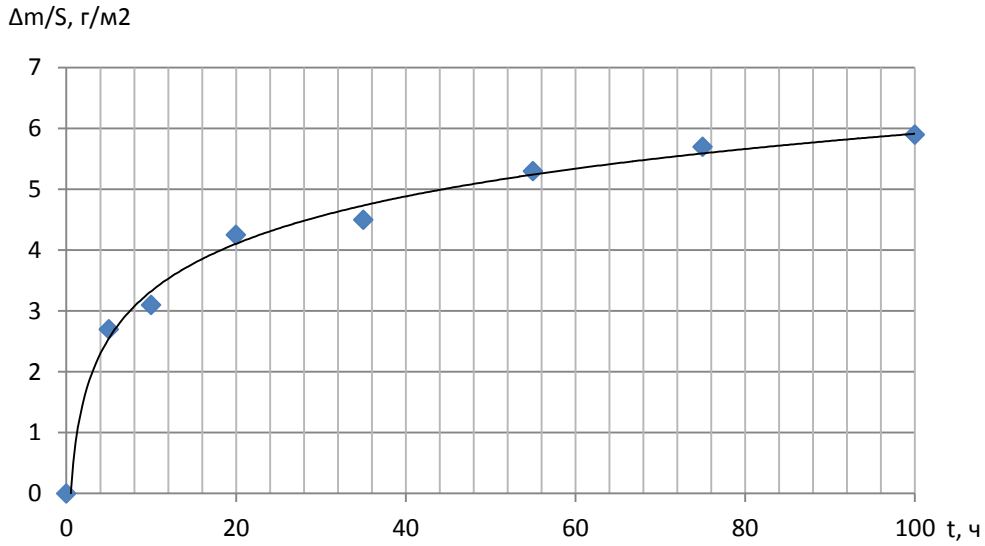


Рис. 5.13. Изменение удельной массы ($\frac{\Delta m}{S}$) образцов при температуре 1050°С

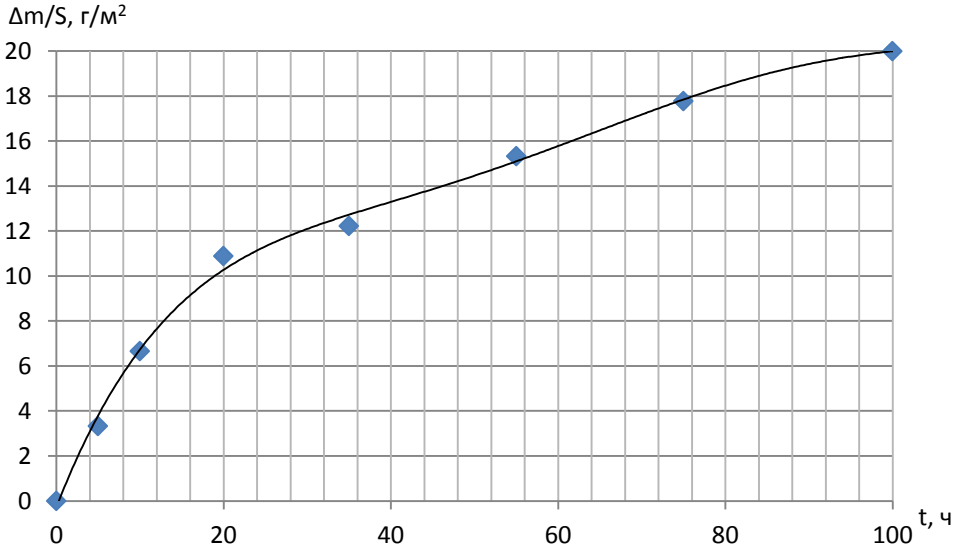


Рис. 5.14. Изменение удельной массы ($\frac{\Delta m}{S}$) образцов при температуре 1200°С

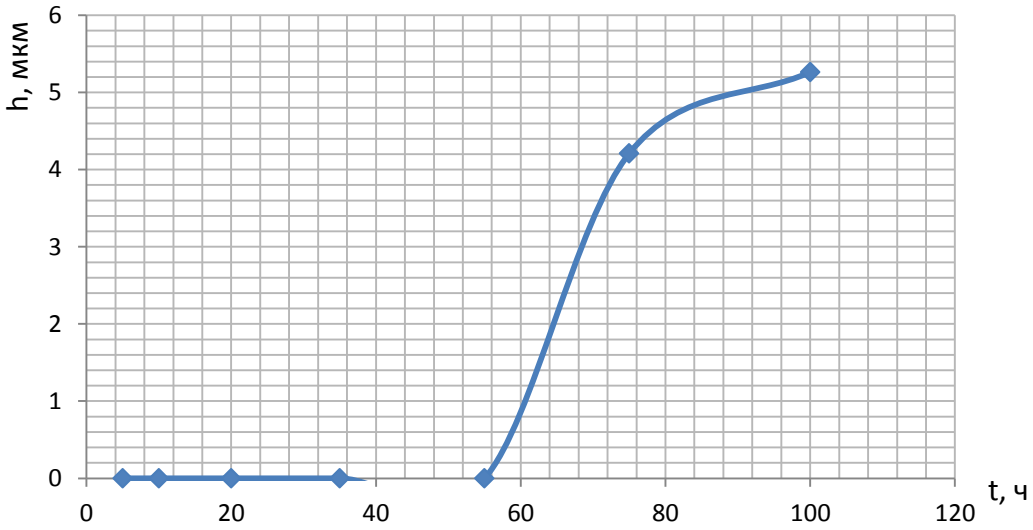


Рис. 5.15. Изменение глубины коррозионного повреждения поверхностного слоя образцов при температуре 1050°С

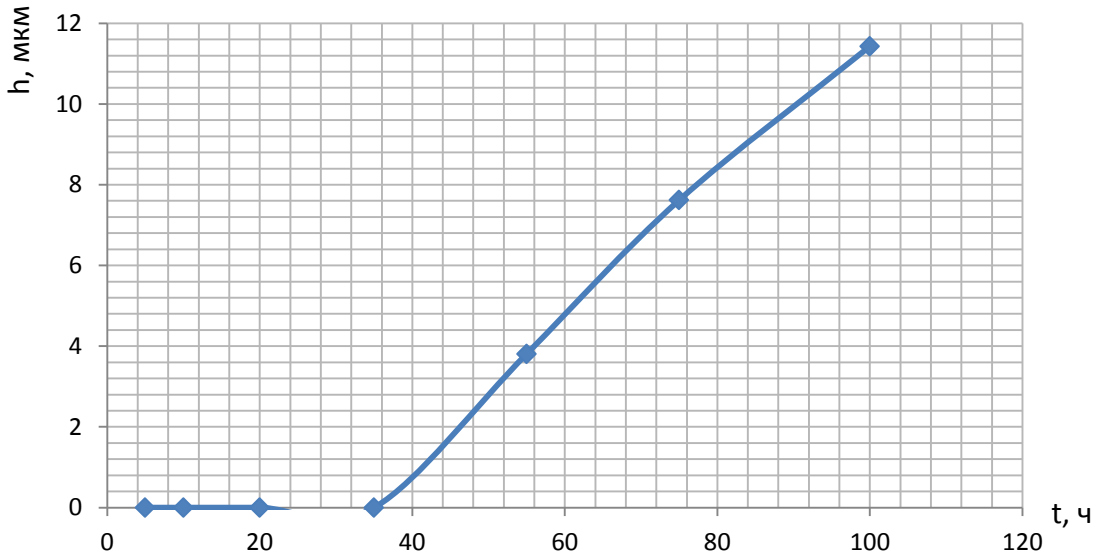


Рис. 5.16. Изменение глубины коррозионного повреждения (h) поверхностного слоя образцов при температуре 1200°С

До 20 ч испытаний в структуре покрытия толщиной 30мкм заметных изменений не происходит. Спустя 20 ч на поверхности образцов наблюдается образование малоразмерных зон, которые постепенно увеличиваются в размерах. Через 55 ч испытаний толщина покрытия уменьшается до 25мкм. В течение 100 ч испытаний заметного осыпания окалины не наблюдается, также не наблюдались коррозионные повреждения сплава. Толщина покрытия сохранялась в пределах ~ 20мкм.

Наличие покрытия приводит к формированию защитной плотной оксидной пленки Al_2O_3, обладающей низкой проницаемостью для кислорода, что практически исключает коррозионные повреждения поверхностного слоя сплава при температурах 1050°С и 1200°С. Константа скорости коррозии при 1050°С составляет приблизительно $0{,}52\frac{г^2}{м^4 \cdot ч}$, при 1200°С примерно $4{,}3\frac{г^2}{м^4 \cdot ч}$.

Таким образом, при нанесении покрытия толщиной ~ 30мкм при температурах 1050°С и 1200°С за 100 ч практически исключается окисление в поверхностном слое и значительно снижается скорость окисления.

Эксперимент № 4.

Для замера микротвердости были использованы образцы из сплава № 2 в следующих состояниях: до азотирования и после азотирования. Размеры образцов 0,8х20х20мм (рис. 5.17).

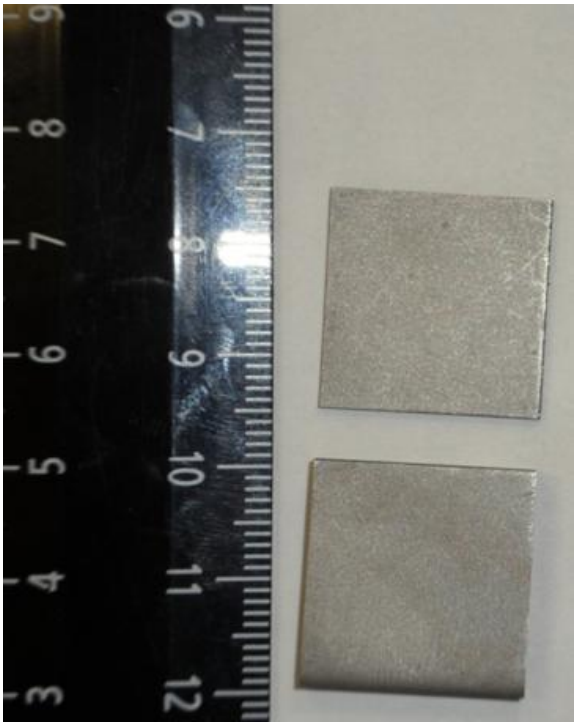


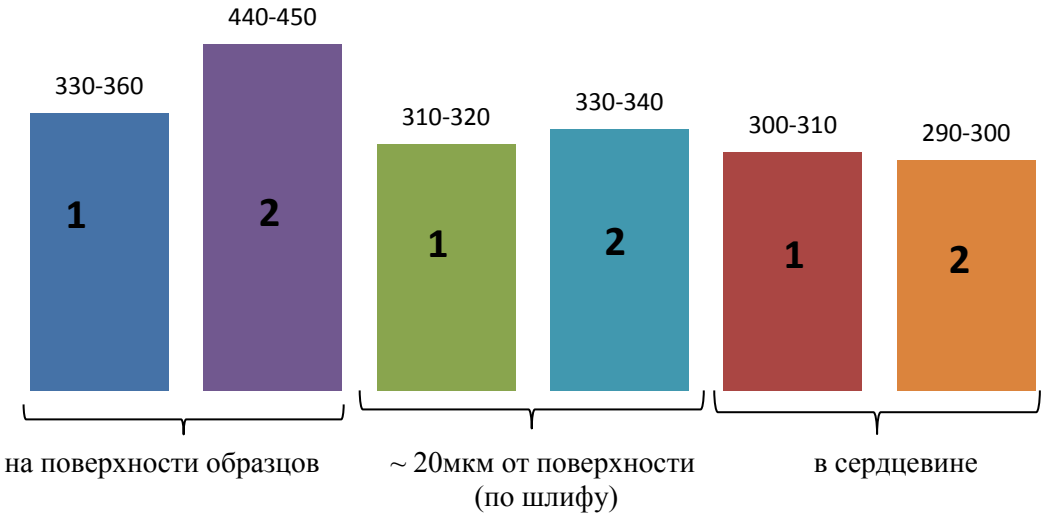
Рис. 5.17. Образцы для замера микротвердости

Результаты измерения микротвердости, замеренной на приборе LEICA МНТ-10 при нагрузке 100г, представлены в таблице 5.1. и на рис. 5.18.

Таблица 5.1

Микротвердость, кгс/мм^2

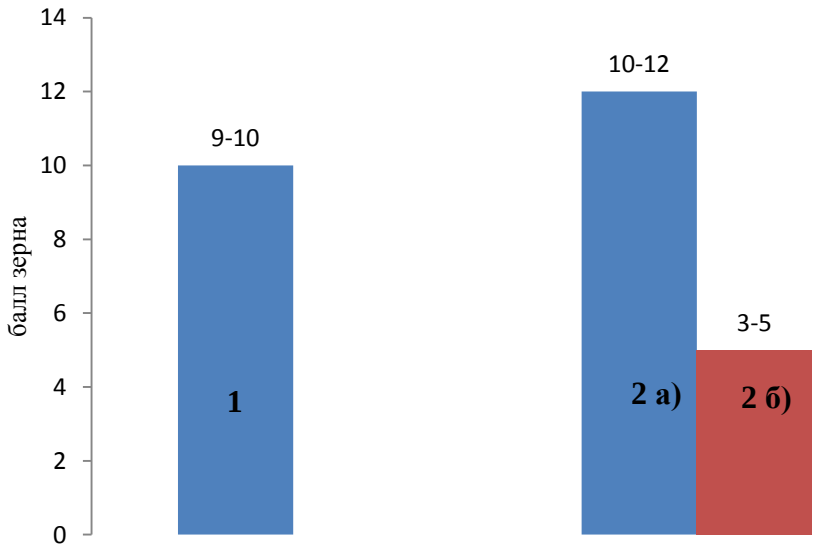
Состояние	Поверхность	~ 20мкм от поверхности (по шлифу)	Сердцевина
До азотирования	330-360	310-320	300-310
После азотирования	448-453	331-337	296-300



1 – неазотированный сплав № 2, 2 – азотированный сплав № 2

Рис. 5.18. Микротвердость (кгс/мм^2)

Таким образом, нитриды, являясь твердой фазой внедрения, приводят к повышению микротвердости на поверхности образцов почти в 1,5 раза. В тоже время, в процессе азотирования, ввиду длительной выдержки и высокой температуры, происходит рост зерен в структуре, однако, на поверхности, ввиду более быстрого образования нитридной фазы, которая препятствует росту зерна, наоборот, происходит измельчение структуры (рис. 5.19). Практически одинаковые значения микротвердости в сердцевине материала можно объяснить следующим. В процессе азотирования при высокой температуре, ввиду того что образование нитридов начинается с поверхности образцов, следовательно в сердцевине ещё не образовались стопоры в виде нитридов, то происходит рост зерна. Однако, со временем фронт образования нитридов постепенно продвигается вглубь образцов. В результате чего, снижение микротвердости за счёт роста зерна компенсируется образованием твердых включений нитридов, повышающих микротвердость.



1 – неазотированный сплав № 2, 2 – азотированный сплав № 2,

а) поверхности (до ~ 50мкм), б) сердцевины

Рис. 5.19. Размер зерна

Выводы по главе 5

1. Исследованы процессы окисления сплава № 2 при температурах 1050°С и 1200°С в течение 100 часов в трех исходных состояниях (до азотирования, после азотирования, после азотирования и с нанесенным защитным покрытием), по результатам которых предложен механизм упрочнения с использованием новых данных по кинетическим кривым.

2. Определяющим фактором в механизме повышения жаропрочности сплава при высоких температурах является поведение Cr, Co, Ni, Ti, минимальное окисление которых может быть достигнуто за счёт образования нитридов легирующих элементов и нанесения защитного покрытия.

Глава 6. Разработка способа изготовления деталей ГТД из сплавов с нитридным упрочнением

В качестве деталей для испытания на технологическом изделии были выбраны стойки и экраны, располагающиеся в зоне горения топливо-воздушной смеси.

Основными операциями изготовления этих тонколистовых деталей являлись:

- лазерная резка,
- штамповка,
- сварка аргоно-дуговым методом,
- азотирование,
- нанесение алюмосилицированного покрытия,
- сборка технологического изделия.

По литературным данным в вакуумных печах нитриды титана способны диссоциировать даже в том случае, когда концентрация титана в сплаве превышает 6-10%, поэтому нитриды титана могут образовываться только уже в закристаллизовавшемся металле [69]. В связи с этим для формирования упрочняющей нитридной фаз, был отработан способ внутреннего азотирования деталей в среде газообразного азота. Это позволяет получить нитрид титана, который не будет содержать примесей внедрения – углерода, кислорода.

Для того, чтобы в процессе азотирования не произошло изменения геометрических размеров деталей, азотирование проводили в специальной оснастке.

На серийном оборудовании АО «НПЦ газотурбостроения «Салют» были изготовлены: экран – 1 шт., стойка стабилизатора – 6 шт., экран охлаждения – 3 шт. [81]. Внешний вид изготовленных деталей приведен на рис. 6.1-6.3.

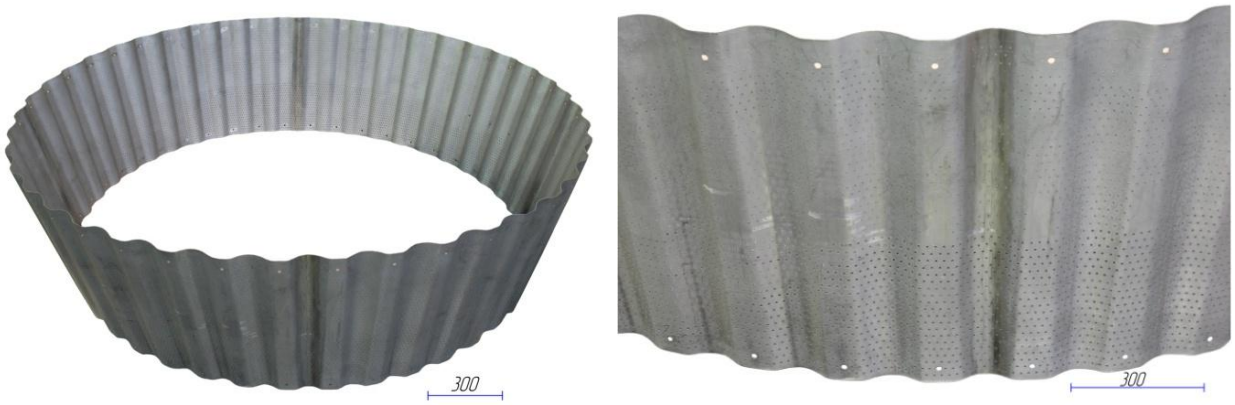


Рис. 6.1. Экран

Рис. 6.2. Экран охлаждения

Рис. 6.3. Стойка

Внешний вид деталей после азотирования приведен на рис. 6.4 и 6.5.

Рис. 6.4. Стойка после азотирования

Рис. 6.5. Экран охлаждения после азотирования

Алюмосилицидное покрытие было нанесено на три стойки (рис. 6.6). Толщина алюмосилицидного слоя после вакуумной термообработки составляла 30-50мкм.

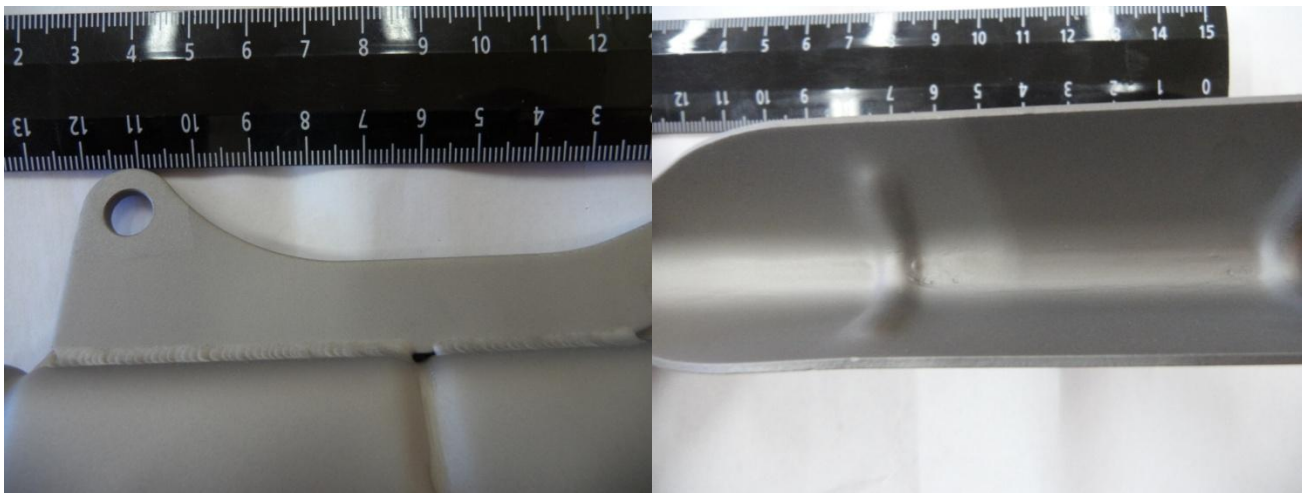


Рис. 6.6. Внешний вид стоек после нанесения алюмосилицидного покрытия

Изготовленные детали были переданы на стендовые испытания двигателя.

Выводы по главе 6

1. Разработан способ изготовления трех типов промышленных деталей сопла и форсажной камеры перспективного двигателя из листового проката сплава с нитридным упрочнением.

2. Выбраны и реализованы режимы проведения каждой технологической операции.

Глава 7. Промышленная апробация способа изготовления деталей ГТД из сплавов с нитридным упрочнением

Для стендовых испытаний на технологическом изделии на сборку были переданы следующие детали:

1) стойка с защитным алюмосилицированным покрытием – 2 шт.;
2) стойка без покрытия – 2 шт.;
3) экран охлаждения без покрытия – 3 шт.

При входном контроле методом ЦМ-15 дефектов выявлено не было (рис. 7.1).

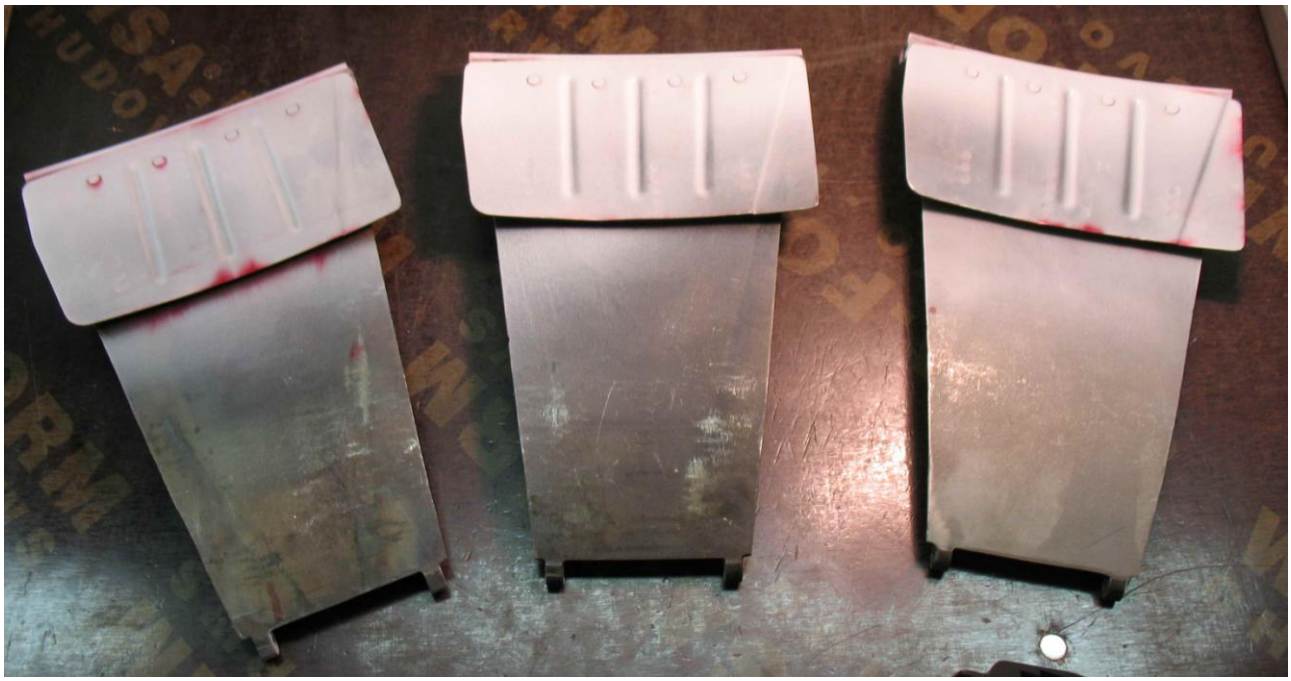


Рис. 7.1. Экран охлаждения на контроле методом ЦМ-15

Схема расположения опытных деталей показана на рисунках 7.2, 7.3.

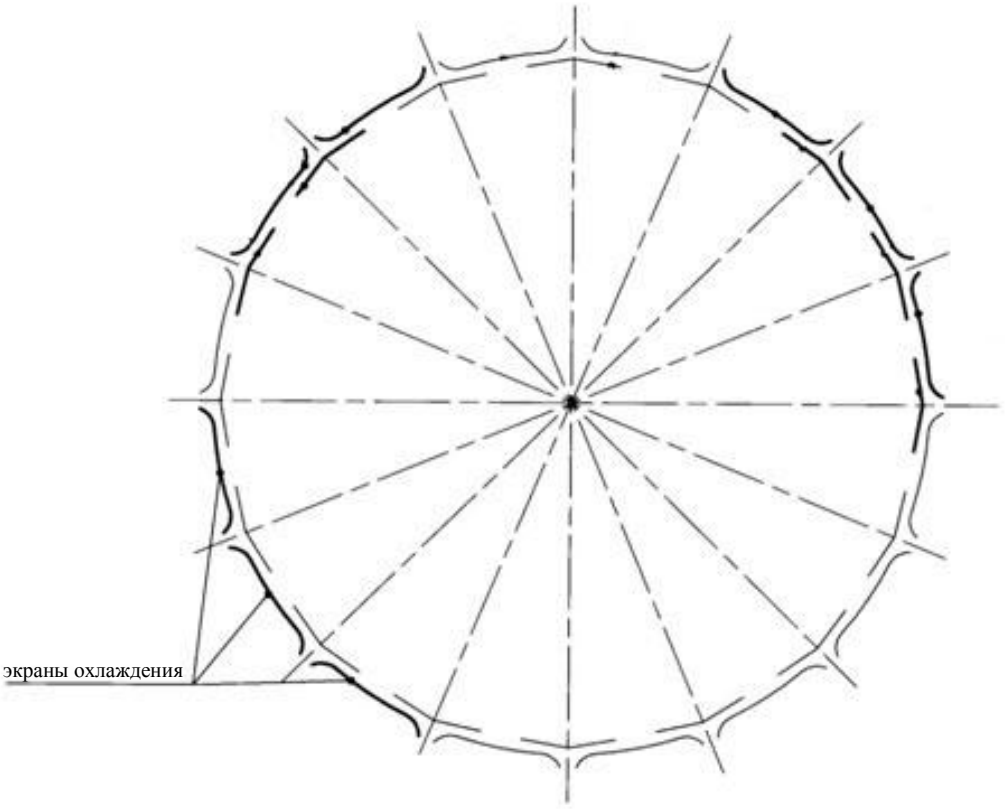


Рис. 7.2. Схема установки экранов охлаждения в конструкции реактивного сопла

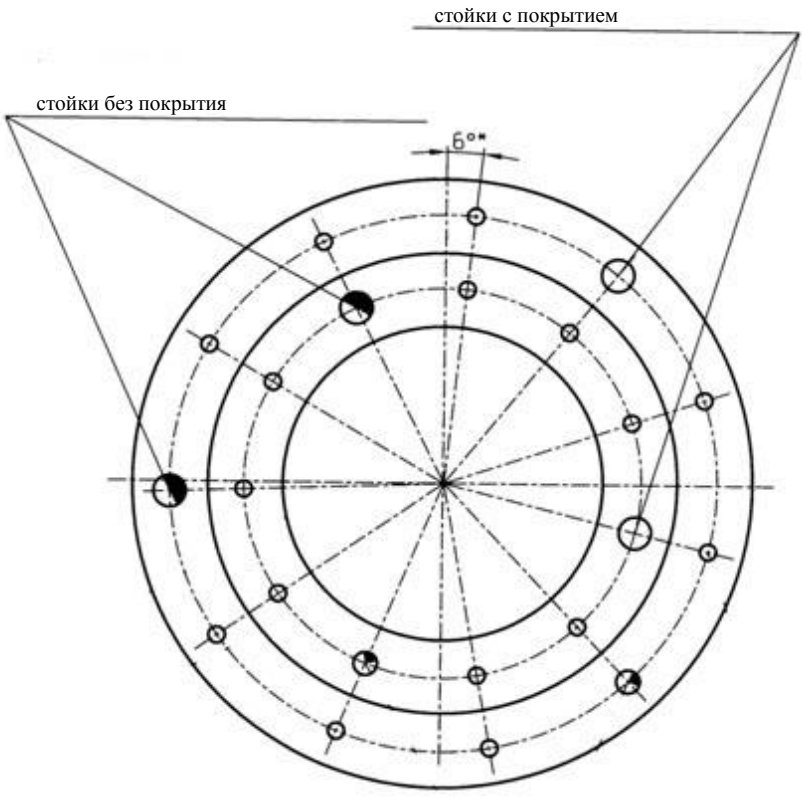


Рис. 7.3. Схема установки стоек в конструкции форсажной камеры

Испытания проводились в течении 8 ч 16 мин из которых: малый газ (МГ) 1 ч 23 мин, полный форсаж (ПФ) 2 ч 04 мин.

Внешний вид деталей перед испытаниями показан на рисунках 7.4, 7.5.

Рис. 7.4. Внешний вид экранов охлаждения

Рис. 7.5. Внешний вид стоек

После испытаний детали были подвергнуты визуальному контролю и контролю ЦМ-15 (рис. 7.6, 7.7).

Рис. 7.6. Внешний вид экранов охлаждения после проведенных испытаний

Рис. 7.7. Внешний вид деталей стоек после проведенных испытаний

Как видно из рисунков 7.6 и 7.7, трещин, сколов и других дефектов

обнаружено не было, что было подтверждено методом ЦМ-15.

На экране охлаждения была исследована микроструктура. Выявлено что изменений в микроструктуре не произошло (рис. 7.8).

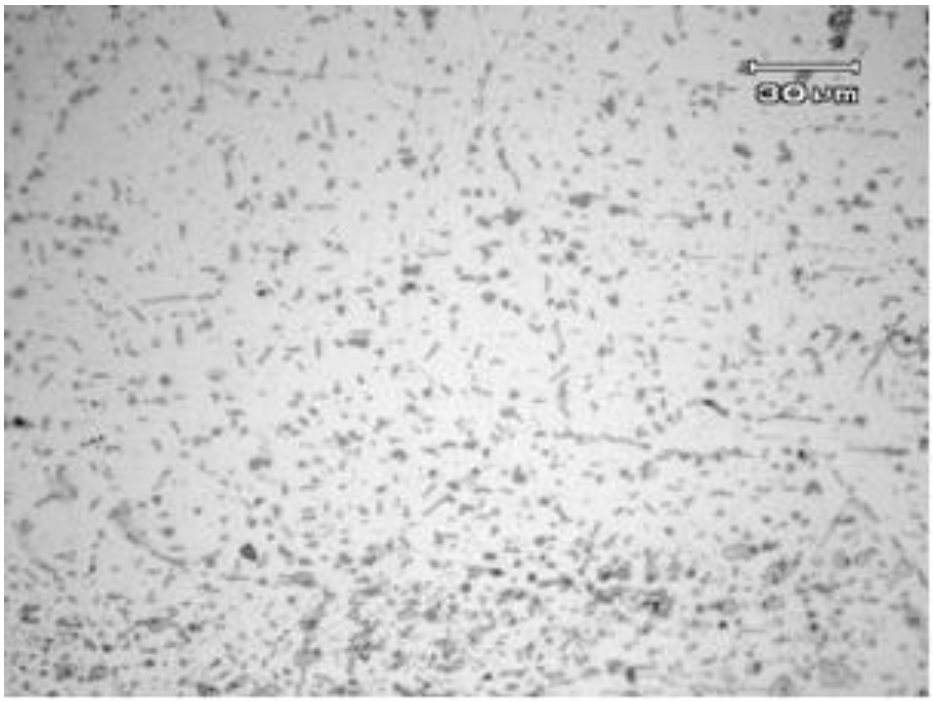


Рис. 7.8. Микроструктура детали экрана охлаждения

Выводы по главе 7

Проведены стендовые испытания в составе двигателя АЛ31Ф стойки малого стабилизатора и теплозащитные экраны, которые показали перспективность применения сплавов с нитридным упрочнением.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Установлено влияние химического состава и наличия защитного покрытия на скорость и степень азотирования. Выявлено, что алюминий в покрытиях фактически является ускорителем азотирования, причем скорость насыщения деталей азотом по мере роста наработки высокотемпературных деталей значительно уменьшается. В связи с этим рекомендовано процесс упрочнения нитридами легирующих элементов проводить после предварительного алитирования (хромоалитирования, алюмосилицирования) деталей.

2. Установлены, что нитриды легирующих элементов повышают долговечность сплава ХН60ВТ+Co+Ti при высокотемпературном окислении: без покрытия при температуре 1050°С почти на порядок, а при температуре 1200°С с алюмосилицидным покрытием почти в тридцать раз. Определяющим фактором в механизме повышения жаростойкости сплава при высоких температурах является образование нитридов титана TiN, хрома Cr_2N, CrN, которые тормозят диффузию элементов на границу с газовой средой.

3. Объемное азотирование сплава ХН60ВТ+Co+Ti почти в два раза повышает временное сопротивление $\sigma_в^{1000}$ и условный предел текучести $\sigma_{0,2}^{1000}$, а долговечность при нагрузке 64 МПа с 0,5ч до 100 ч. При температуре 1200°С объемное азотирование сплава обеспечивает длительную прочность $\sigma_{100}^{1200} = 17…19$МПа.

4. Установлено, что в процессе азотирования сквозное насыщение азотом прошло только в листах толщиной 0,8мм и 1,0мм. По полученным результатам построены зависимости глубины азотированного слоя от толщины листа сплава. Установлено, что в азотированном слое наводятся остаточные сжимающие напряжения, которые способствует диффузии атомов азота в толстых пластинах на большую глубину.

5. Установлено, что сплав ХН60ВТ, дополнительно легированный кобальтом и титаном, до азотирования удовлетворительно сваривается способами электронно-лучевой, лазерной и аргоно-дуговой сварки. Отработаны режимы сварки деталей. Сплавы с нитридным упрочнением имеют ограничения по свариваемости лазерной и электронно-лучевой методами сварки. Для сварки сплавов с нитридным упрочнением целесообразнее применять аргоно-дуговую сварку.

6. Разработан способ изготовления трех промышленных типов деталей сопла и форсажной камеры перспективного авиационного двигателя пятого поколения из сплава с дисперсным упрочнением нитридами легирующих элементов и проведены натурные испытания в составе двигателя АЛ31Ф, которые подтвердили высокую работоспособность деталей в условиях воздействия высоких температур и нагрузок.

ОБОЗНАЧЕНИЯ И СОКРАЩЕНИЯ

ААрДЭС – автоматическая аргоно-дуговая электросварка,

АрДЭС – аргоно-дуговая электросварка ручная,

ГТД – газотурбинный двигатель,

ЖС – жаропрочный сплав,

ЗТВ – зона термического воздействия,

ТВД – турбовинтовой двигатель,

ТРД – турбореактивный двигатель,

ТРДД – двухконтурный турбореактивный двигатель,

ТРДДФ – двухконтурный турбореактивный двигатель с форсажной камерой,

ТРДФ - турбореактивный двигатель с форсажной камерой,

ЭЛС – электронно-лучевая сварка,

$\sigma_{0,2}^{t}$ – условный предел текучести по остаточной деформации 0,2 % при растяжении при температуре t °С, кгс/мм^2 (МПа),

$\sigma_{В}^{t}$ – предел прочности при растяжении при температуре t °С, кгс/мм^2 (МПа),

$\pi_к$ - степень сжатия газа.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Дмитриев В.Г. Проблемы создания перспективной авиационно-космической техники. – М.: ФИЗМАЛИТ, 2005. – 645 с.

2. Поварова К.Б. Физико-химические принципы разработки высокотемпературных термостойких, легких сплавов и композитов на основе интерметаллических соединений для теплонагруженных конструкций летательных аппаратов и энергетических установок // Всероссийская школа для молодежи «Материалы и энергосберегающие технологии для производства ответственных деталей высокоэффективных газотурбинных двигателей промышленных энергетических силовых установок и проводов». – М.: ВИАМ, 2010.

3. Скибин В.А., Солонин В.И., Палкин В.А. и др. Работы ведущих авиадвигателестроительных компаний по созданию перспективных авиационных двигателей. – М.: Москва, ЦИАМ, 2004. – 424 с.

4. Бакулев В.И., Голубев В.А., Крылов Б.А. и др. Теория, расчет и проектирование авиационных двигателей и энергетических установок. – М.: Издательство МАИ, 2003. – 688 с.

5. Александров В.Г., Базанов Б.И. Справочник по авиационным материалам и технологии их применения. – М.: Транспорт, 1979. – 263 с.

6. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года // Сб.научн.трудов. Авиационные материалы и технологии: Юбилейный научн.-техн. сб. (приложение к журналу Авиационные материалы и технологии). - М.: ВИАМ, 2012. – 475 с.

7. Абраимов Н.В. Высокотемпературные материалы и покрытия для газовых турбин. – М.: Машиностроение, 1993.- 336 с.

8. Абраимов Н.В., Шкретов Ю.П., Минаков А.И. Высокотемпературное окисление никелевого сплава с нитридным упрочнением // Коррозия: материалы, защита. – 2013г. - №2. – С. 19-24

9. Ломберг Б.С., Овсепян С.В., Латышев В.Б., Чабина Е.Б. Жаропрочные деформируемые сплавы для горячего тракта газотурбинных двигателей (ГТД) // Авиационные материалы: сб. науч. тр. – М.: ВИАМ, 2007. – С. 59-65.

10. Ломберг Б.С., Овсепян С.В., Латышев В.Б. Современные деформируемые жаропрочные сплавы // Труды международной научно-технической конференции «Научные идеи С.Т. Кишкина и современное материаловедение». – М.: ВИАМ, 2006. - С.75-84.

11. Моисеев С.А., Латышев В.Б. Жаропрочные свариваемые сплавы для узлов статора современных и перспективных авиационных ГТД // Авиационные материалы и технологии: сб. науч. тр. – М.: ВИАМ, 2003. – С. 152-158.

12. Ломберг Б.С., Овсепян С.В., Бакрадзе М.М., Мазалов И.С. Высокотемпературные жаропрочные никелевые сплавы для деталей газотурбинных двигателей // Авиационные материалы: сб. науч. трудов. – М.:ВИАМ, 2012. – 8 с.

13. Ломберг Б.С., Овсепян С.В., Бакрадзе М.М., Мазалов И.С. Высокожаропрочные деформируемые никелевые сплавы для перспективных газотурбинных двигателей и газотурбинных установок // М.: Изд. МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2011. – С. 98-103.

14. 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. - М.: ВИАМ. – 2013г. - № 1. – С. 3-8.

15. Абраимов Н.В., Елисеев Ю.С., Крымов В.В. Материаловедение. Технология конструкционных материалов./ Учебник для ВУЗов/ Под ред. Н.В. Абраимова.- М.: Изд. МГТУ им. Н.Э. Баумана. 2005. – 560 с.

16. Лахтин Ю.М., Коган Я.Д., Шашков Д.П., Петрова Л.Г. Повышение жаропрочности сплавов на никелевой основе с помощью азотирования // МИТОМ. – 1982г. - № 6. – С.19-24.

17. Абраимов Н.В., Терехин А.М., Шкретов Ю.П. Структурные изменения в алюминидном покрытии на сплаве ЖС32 при баротермической обработке // Коррозия: материалы, защита. – 2008г. - № 9. - С.23-29.

18. Семенов А.П., Коломыцев П.Т., Жук И.Н. Исследование процессов происходящих при испарении и конденсации керамических материалов в вакууме при формировании теплозащитного покрытия на поверхности лопаток // Защитные покрытия. – М.: Изд. ВВИА им. Е.Н. Жуковского. – 1993. – С. 200-207.

19. Братухин А.Г., Язов Г.К., Карасев Б.Е., Елисеев Ю.С. и др. Современные технологии в производстве газотурбинных двигателей. - М.: Машиностроение, 1997. – 416 с.

20. http://www.evek.org/svarka-nikelya-i-nikelevih-splavov.html.

21. Багрянский К.В., Кузьмин Г.С. Сварка никеля и его сплавов. М.: Машгиз, 1963. – 164 с.

22. Autowelding.ru.

23. Webweld.ru.

24. http://www.drevniymir.ru/svarka.html.

25. weldingsite.com.ua

26. Лахтин Ю.М., Арзамасов Б.Н. Химико-термическая обработка металлов.- М.: Металлургия, 1985. – 256 с.

27. Абраимов Н.В., Елисеев Ю.С. Химико-термическая обработка жаропрочных сталей и сплавов. – М.: Интермет Инжиниринг, 2001. – 620 с.

28. Лахтин Ю.М. Основы металловедения. – М.: Металлургия, 1988. – 320 с.

29. Захаров М.В., Захаров А.М. Жаропрочные сплавы. – М.: Металлургия, 1972. - 348 с.

30. Кипарисов С.С., Левинский Ю.В. Внутреннее окисление и азотирование сплавов. – М.: Металлургия, 1979. – 200 с.

31. Белов А.Ф. и др. Строение и свойства авиационных материалов. – М.: Металлургия, 1989. – 368 с.

32. Худяков М.А. Материаловедение. – Уфа: Монография, 2006. – 238 с.

33. Золоторевский В.С. Механические свойства металлов. 2-е издание. – М.: Металлургия, 1983. – 352 с.

34. Фетисов Г.П. и др. Материаловедение и технология металлов. – М.: Высшая школа, 2001. – 640 с.

35. Теплухин Г.Н., Теплухин В.Г., Теплухина И.В. Материаловедение. – СПб.: ГОУВПО СПбГТУ РП, 2006. – 169 с.

36. Колесов С.Н. Материаловедение и технология конструкционных материалов. 2-е издание. – М.: Высшая школа, 2007. – 535 с.

37. Белл Т. Первая Лекция Лахтинских мемориальных чтений // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1999г. - №7. - С. 6-16.

38. Банных О.А. Развитие азотирования в России / О.А. Банных, В.М. Зинченко, Б.А. Прусаков, В.Я. Сыропятов. – М.: Изд. МГТУ им. Н.Э. Баумана, 1998. - 67 с.

39. Шпис Г.-Й. Вторая лекция Лахтинских мемориальных чтений // Металловедение и термическая обработка металлов. - 2000. - №5. - С. 4-17.

40. Лахтин Ю.М., Рахштадт А.Г. Термическая обработка в машиностроении. Справочник. – М.: Самара, 2005. – 783 с.

41. Лахтин Ю.М., Коган Я.Д. Внутреннее азотирование металлов и сплавов // Металловедение и термообработка металлов. - 1974. - № 3. - С. 20-28.

42. Лахтин Ю.М., Коган Я.Д. Структура и прочность азотированных сплавов. – М.: Металлургия, 1982. – 160 с.

43. Mukherjee A. X., Martin J. W. Hardening of a Molybdenum Alloy by Nitride Dispersions // J. Less-Common Metals. - 1960. - V.2. - №5. - P.392-398.

44. Лахтин Ю.М., Коган Я.Д., Шашков Д.П., Петрова Л.Г. Повышение жаропрочности сплавов на никелевой основе с помощью азотирования // Металловедение и термическая обработка сплавов. – 1989г. - № 6. – С. 19-24.

45. Коган Я.Д., Лахтин Ю.М., Шашков Д.П. Влияние азотирования на жаропрочность и температурный порог хрупкости молибденовых сплавов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1968г. - № 9. - С. 20-26.

46. Шашков Д.П. Влияние азотирования на жаропрочность и хрупкость ниобиевого сплава ВН2АЭ // Физика металлов и металловедение. Вып.46. – 1978г. - № 2. - С. 396-403.

47. Лахтин Ю.М., Коган Я.Д. Влияние азотирования на свойства молибдена // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1968г. - № 1. - с. 24.

48. Кипарисов С.С., Левинский Ю.В. Азотирование тугоплавких металлов. – М.: Металлургия, 1972. - 160 с.

49. Левинский Ю.В., Бунтушкин В.П., Хвостиков В.Д. Упрочнение сплава ЦМ2А внутренним азотированием // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1974г. - № 7. - С. 64-66.

50. Левинский Ю.В., Левин И.Б., Батаева Л.А., Хвостиков В.Д. Влияние внутреннего азотирования на свойства сплава Мо-0,3%Ш // Изв. Ан СССР. Металлы. – 1979г. - № 5. - С. 150-153.

51. Коган Я.Д., Кольцов В.Е. Влияние ионного азотирования на механические свойства тугоплавких металлов и сплавов // Азотирование в машиностроении. – 1979г. - Вып. 174. - С. 135-145.

52. Лахтин Ю.М., Коган Я.Д., Голубева О.Г., Данелия Е.П. Внутреннее азотирование сплавов системы хром-титан // Изв. АН СССР. Металлы. – 1984г. - № 1. - С. 188-190.

53. Касимцев А.В., Левинский Ю.В., Жигунов В.В. Механизм процесса получения композиционного порошка Ni-TiN // Новые материалы и технологии в машиностроении. Сб.науч. трудов по итогам международной научно-технической конференции. – 2008г. – выпуск 8. – С. 35-38.

54. Химушин Ф.Ф. Жаропрочные стали и сплавы. – М.: Металлургия, 1969. - 748 с.

55. Борздыка А.М. Жаропрочные стали и сплавы в машиностроении // Новые стали и сплавы в машиностроении. – 1975г. - С. 152-170.

56. Абрамов В.О., Белоконов А.Н., Гуссейнов А.С., Муллакаев М.С., Ширков А.В. Влияние особенностей электронной и зеренной структуры на

характер упрочнения твердых растворов никеля, легированного переходными металлами // Краткое сообщение по физике ФИАН. – 1991г. - № 4. – С. 41-45.

57. П. Кофстад. Высокотемпературное окисление металлов // пер. с англ. – М.: Мир, 1969. – 392 с.

58. Биркс Н., Майер Дж. Введение в высокотемпературное окисление металлов // пер. с англ. – М.: Металлургия, 1987. – 392 с.

59. D. Monceau and B. Prieaggi. Determination of parabolic rate constant from a local analysis of mass-gain curves // Cristallochemistry, Reactivity and Protection of Materials, 1998. – p. 477-493.

60. Гольдшмидт Х.Д. Сплавы внедрения. Т.1. – М.: Мир, 1971. - 464 с.

61. Хансен М., Андерко К. Структуры двойных сплавов // Пер. с англ. М.: Металлургиздат., 1962. Ч. I 608 с., ч. II 1488 с.; Диаграмма состояния двойных металлических систем // Справочник в 3-х томах. – М.: Машиностроение, 1996. – 991 с.

62. Smalman R.E., Dobson P.S. // Metals soc. 1977. – P. 193-200.

63. Pearson W.B. A handbook of fattice spacings and structures of metals and alloys. 1958, V I, 1967, V II.

64. Ван Бюрен. Дефекты в кристаллах // Пер.с англ. – М.: Изд. Иностр.лит. 1963. – 166 с.

65. Фридель Ж. Дислокации // Пер.с англ. – М.: Изд. Мир. 1968. – 345 с.

66. Б.Н. Арзамасов, А.Г. Братухин, Ю.С. Елисеев, Т.А. Панайоти. Ионная химико-термическая обработка сплавов // М.: Изд. МГТУ им. Н.Э. Баумана. 1999 . 400 с.

67. Аверин В.В., Ревякин А.В., Федорченко В.И., Козина Л.Н. Азот в металлах. – М.: Металлургия, 1976. – 224 с.

68. Самсонов Г.В. Нитриды. – М.: Наукова думка, 1969. – 380 с.

69. Морозов А.Н. Водород и азот в стали. – М.: Металлургия, 1968. – 283 с.

70. Гуляев Б.Б., Магницкий О.Н., Демидова А.А. Литье из тугоплавких металлов. – М.: Машиностроение, 1964. – 292 с.

71. Гуров К.П. Процессы взаимной диффузии в сплавах. – М.: Наука, 1973. – 355 с.

72. Муллакаев М.С., Габитов Э.В. Особенности диффузии некоторых переходных металлов в сплавах никеля // http://www.ipages.ru/index.php?ref_item_id=12942&ref_dl=1.

73. Ковалев А.И., Самойлов А.И., Хацинская И.М. и др. Теплофизические свойства и термические напряжения в жаропрочных никелевых сплавах / Конструкционные жаропрочные материалы для новой техники. – М.: Наука, 1978г. – с. 178-187.

74. Davies R.G., Stoloff N.S. // Trans.Met.Soc. AIME. 1965. V. 233. - № 4. - p. 714.

75. Самсонов Г.В., Виницкий И.М. Тугоплавкие соединения. – М.: Металлургия, 1976. – 560 с.

76. Фиргер И.В. Термическая обработка сплавов: Справочник. – Л.: Машиностроение, 1982. – 304 с.

77. Корнилов И.И. Титан. Источники, составы, свойства, металлохимия и применение. – М.: Наука, 1975. – 310 с.

78. Данилович Ю.А., Морозов А.Н. // Сб. Теория и практика металлургии. Труды НИИМ. – 1966г. – выпуск № 8. – с. 149.

79. Щербаков С.И., Ромашов А.С., Фарнасов Г.А. Исследование свариваемости сплава с нитридным упрочнением // Электрометаллургия. – 2014г. - № 8. – С. 24-27.

80. Мубояджян С.А., Азаровский Е.Н., Ромашов А.С., Быков Ю.Г. Исследование жаростойкости нового свариваемого сплава ВЖ171 с антиокислительными покрытиями // Наука и технологии. Сборник научных трудов. – М.: РАН. – 2013г. – С . 28-30.

81. Быков Ю.Г., Овсепян С.В., Мазалов И.С., Ромашов А.С. Применение нового жаропрочного сплава ВЖ171 в конструкции перспективного двигателя // Вестник двигателестроения. Научно-технический журнал. Запорожье: АО «Мотор Сич». – 2012г. – №2 (27). – С. 246-250.

82. Докашев В.В., Ромашов А.С., Фомичев Е.О., Жигунов А.А. Оценка возможности сварки нового жаропрочного сплава ВЖ171 методом электронно-лучевой сварки // Наука-производству. Научно-технический сборник. - Уфа: Из-во «Вагант». – 2013г. – № 8. – С.121-126.

83. Григорян, В.А. Физико-химические расчеты электросталеплавильных процессов / В.А. Григорян, А.Я. Стомахин, А.Г. Пономаренко и др. – М.: Металлургия, 1989. – 288 с.

84. Холлек, Х. Двойные и тройные карбидные и нитридные системы переходных металлов / Х. Холлек. – М.: Металлургия, 1988. – 319 с.

85. Падерин, С.Н. Теория и расчеты металлургических систем и процессов / С.Н. Падерин, В.В. Филиппов. – М.: МИСиС, 2002. – 334 с.

86. Куликов, И.С. Термодинамика карбидов и нитридов / И.С. Куликов. – Челябинск: Металлургия, 1988. – 320 с.

87. Белянчиков, Л.Н. Универсальная методика пересчета значений параметров взаимодействия элементов с одной основы сплава на другую на базе теории квазирегулярных растворов. Часть I. Теоретические основы и адекватность модели пересчета / Л.Н. Белянчиков // Электрометаллургия. - 2009. - № 1. – с. 23-29.

88. Белянчиков, Л.Н. Универсальная методика пересчета значений параметров взаимодействия элементов с одной основы сплава на другую на базе теории квазирегулярных растворов. Часть II. Оценка параметров взаимодействия элементов в никелевых сплавах / Л.Н. Белянчиков // Электрометаллургия. – 2009. - № 2. – с. 29-38.

89. Арсентьев, П.П. Экспериментальные работы по теории металлургических процессов / П.П. Арсентьев, С.Н. Падерин, Г.В. Серов и др. – М.: Металлургия, 1989. – 288 с.

90. Егоров, А.В. Расчет мощности и параметров электропечей черной металлургии / А.В. Егоров. – М.: Металлургия, 1990. – 280 с.

ПРИЛОЖЕНИЕ А – Физико-химическая оценка стабильности упрочняющей фазы TiN при тепловом воздействии на сплав ХН60ВТ, дополнительно легированный кобальтом и титаном, в процессе формирования сварного шва при сварке плавлением

При сварке плавлением максимальная температура на металле существенно превышает температуру ликвидуса при которой возможна диссоциация тугоплавких частиц нитрида титана.

Таблица 1 – Химический состав сплава

Материал	Химические элементы, %					
	Ni	Cr	Co	W	C	Ti
ХН60ВТ+ Co+Ti	Осн.	26,5	15	16	≤0,10	2,0

Рассмотрим реакцию, в результате которой при диссоциации нитридов весь освободившийся азот растворится в сплаве [83, 84].

$$TiN_{тв.} = Ti_{тв} + \frac{1}{2}N_2 \quad (1)$$

$$\Delta G_1^0 = - 336535 + 93{,}32 \cdot T, \quad (2)\ [85]$$

$$\Delta G_1^0 = - 336910 + 93{,}26 \cdot T \quad (3)\ [86]$$

$$\Delta G_1^0 = -199075 \frac{Дж}{моль}$$

$$\Delta G_1^0 = -199538 \frac{Дж}{моль}$$

Расхождение в результате подсчёта энергии Гиббса по двум разным данным составляет ≈ 0,23%.

$$\frac{1}{2}N_2 = [N]_{1\%} \quad (4)$$

$$\Delta G_4^0 = 44770 + 57{,}32 \cdot T \quad (5)$$

$$Ti_{ж} = [Ti]_{1\%} \quad (6)$$

$$\Delta G_6^0 = -183700 - 9{,}83 \cdot T \quad (7)$$

$$Ti_{тв} = Ti_{ж} \quad (8)$$

$$\Delta G_8^0 = 15500 - 8{,}0 \cdot T \quad (9)$$

Путем сложения реакций (1), (4), (6), (8) выводим:

$$TiN_{тв} = [N]_{1\%} + [Ti]_{1\%} \quad (10)$$

$$\Delta G_{10}^{0} = 213105 - 53{,}83 \cdot T \quad (11)$$

$\Delta G_{11}^{0} = 112281{,}4 \frac{Дж}{моль}$

$\ln Kp = -\frac{112281{,}4}{8{,}31 \cdot 1873} = -7{,}18$

$Kp = 7{,}363 \cdot 10^{-4}$

$$Kp = \frac{a_N \cdot a_{Ti}}{a_{TiN}} \quad (12)$$

$$\lg f_{Ti} = e_{Ti}^{Cr} \cdot [Cr] + e_{Ti}^{Co} \cdot [Co] + e_{Ti}^{W} \cdot [W] + e_{Ti}^{Ti} \cdot [Ti] \quad (13)$$

Параметры взаимодействия возьмём из таблицы 2 [87, 88].

Таблица 2 – Массовые параметры взаимодействия в никеле ($e_i^j \cdot 100$) при 1873К

i	j			
	Co	Cr	Ti	W
N	-0,414	-5,28	-53,62	0,318
Ti	0,428	4,61	1,09	1,74

$\lg f_{Ti} = 0{,}0461 \cdot 26{,}5 + 0{,}00428 \cdot 15 + 0{,}0174 \cdot 16 + 0{,}0109 \cdot 2{,}0$

$\lg f_{Ti} = 1{,}586$

$f_{Ti} = 38{,}55$

$a_{[N]} = \frac{1 \cdot 7{,}363 \cdot 10^{-4}}{2{,}0 \cdot 38{,}55} = 9{,}55 \cdot 10^{-6}$

$$a_{[N]} = [N] \cdot f_N \quad (14)$$

$$\lg f_N = e_N^{Cr} \cdot [Cr] + e_N^{Co} \cdot [Co] + e_N^{W} \cdot [W] + e_N^{Ti} \cdot [Ti] \quad (15)$$

$\lg f_N = - 0{,}0528 \cdot 26{,}5 - 0{,}00414 \cdot 15 + 0{,}00318 \cdot 16 - 0{,}5362 \cdot 2{,}0$

$\lg f_N = - 2{,}48$

$f_N = 0{,}0033$

$[N] = \frac{9{,}55 \cdot 10^{-6}}{0{,}0033} = 0{,}0029\ \% = 2{,}9 \cdot 10^{-3}\%$.

При диссоциации нитридов титана, равновесная концентрация азота с титаном составит 0,0029%.

Рассмотрим реакцию когда при диссоциации нитридов титана азот будет переходит в газообразное состояние.

$$TiN_{тв} = Ti_{тв} + \frac{1}{2}N_2 \quad (16)$$

$$\Delta G^0_{16} = 336535 - 93{,}32 \cdot T \quad (17)$$

$$Ti_{ж} = [Ti]_{1\%} \quad (18)$$

$$\Delta G^0_{18} = -183700 - 9{,}83 \cdot T \quad (19)$$

$$Ti_{тв} = Ti_{ж} \quad (20)$$

$$\Delta G^0_{20} = 15500 - 8{,}0 \cdot T \quad (21)$$

Путем сложения реакций (16), (18), (20) выводим:

$$TiN_{тв} = \frac{1}{2}N_2 + [Ti]_{1\%} \quad (22)$$

$$\Delta G^0_{22} = 168335 - 111{,}15 \cdot T \quad (23)$$

$\Delta G^0_{22} = -39849 \frac{Дж}{моль}$

$\ln Kp = -\frac{-39849}{8{,}31 \cdot 1873} = 2{,}56$

$Kp = 12{,}94$

$$Kp = \frac{P_{N_2}^{\frac{1}{2}} \cdot a_{Ti}}{a_{TiN}} \quad (24)$$

$f_{Ti} = 38{,}55$

$P_{N_2}^{\frac{1}{2}} = \frac{12{,}94 \cdot 1}{2{,}0 \cdot 38{,}55} = 0{,}168$

$P_{N_2} = 0{,}028$атм $\approx 21{,}28$ мм.рт.ст.

Равновесное давление азота составляет порядка 22мм.рт.ст. ($2{,}9 \cdot 10^{-2}$атм).

Рассмотрим растворимость азота в жидком никеле.

Остаточное давление в камере электронно-лучевой установки составляет порядка $p \approx 6{,}6 \cdot 10^{-8}$атм $\approx 0{,}5 \cdot 10^{-3}$мм.рт.ст.

$$\frac{1}{2}N_2 = [N]_{1\%} \quad (25)$$

$$\Delta G^0_{25} = 44770 + 57{,}32 \cdot T \quad (26)$$

$\Delta G^0_{25} = 152130{,}36$

$\ln Kp = -\frac{152130{,}36}{8{,}31 \cdot 1873} = -9{,}774$

$Kp = 5{,}69 \cdot 10^{-5}$

$f_N = 0{,}0033$

$Kp = 5{,}69 \cdot 10^{-5}$

$f_N = 0{,}0033$

$$[N] = \frac{5{,}69 \cdot 10^{-5} \cdot \sqrt{6{,}6 \cdot 10^{-8}}}{0{,}0033} = 4{,}43 \cdot 10^{-6}\%$$

$$\lg[N] = \frac{1}{2} \cdot \lg P_{N_2} - \frac{2340}{T} - 2{,}45 \qquad (27)\ [89]$$

$\lg[N] = -7{,}29$

$[N] = 5{,}13 \cdot 10^{-8}\%$

Определим температуру плавления сплава и оценим начало температуры диссоциации нитридов.

$$T_c = T_{пл.} - \Sigma\{(\Delta T_c)_i \cdot [\%i]\} \qquad (28)\ [90]$$

$T_{пл} = 1726К$ (температура плавления чистого никеля),

ΔT_c – удельное снижение температуры плавления чистого никеля,

[%i] – содержание элемента в сплаве.

$T_c = 1726 - 2{,}3 \cdot 26{,}5 + 1{,}9 \cdot 16 - 12{,}8 \cdot 2{,}0 \approx 1670$ К $\approx 1397°C$.

$$TiN_{тв} = \frac{1}{2}N_2 + [Ti]_{1\%} \qquad (29)$$

$$\Delta G^0_{29} = 168335 - 111{,}15 \cdot T \qquad (30)$$

$\Delta G^0_{29} = 168335 - 111{,}15 \cdot T = 0$

$T = \frac{168335}{111.15} \approx 1514К.$

Из проведенной физико-химической оценки следует, что диссоциация нитридов титана будет идти сразу после образования первых капель жидкого металла с выделением газообразного азота.

ФГУП «НПЦ газотурбостроения «Салют»
Филиал «НИИД»

УТВЕРЖДАЮ
Директор филиала «НИИД»

АКТ В.А. Гейкин

№ 09.102.151 от 12.12.2014 г.

внедрение результатов диссертационной работы инженера-технолога отдела «Технологии и оборудования металлургического производства» Ромашова А.С.

Составлен комиссией:
Председатель: зам.директора филиала «НИИД» Горелов В.А.
Члены комиссии: 1 Начальник отдела Абраимов Н.В.
2 Начальник отдела Быков Ю.Г.

Результаты диссертационной работы Ромашова Антона Сергеевича, выполненной на тему: «Влияние структурных изменений на свойства жаропрочных никелевых сплавов при дисперсном упрочнении нитридами легирующих элементов» внедрены в опытном производстве при изготовлении следующих деталей перспективного авиадвигателя: стойка малого стабилизатора, экран сопла, теплозащитные экраны сопла, которые включают следующие технологические операции: изготовление, сборка, аргоно-дуговая сварка, термическая обработка и шликерное алюмосилицирование. Изготовленные детали прошли натурные испытания в составе двигателя, показали положительные результаты и рекомендованы для последующего использования при отработке и доводке перспективного двигателя.

Председатель комиссии В.А. Горелов

Члены комиссии Н.В. Абраимов

Ю.Г. Быков