

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ НАУКИ
ИНСТИТУТ ПРОБЛЕМ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ МЕТАЛЛОВ РОССИЙСКОЙ
АКАДЕМИИ НАУК

На правах рукописи



ХАЗГАЛИЕВ РУСЛАН ГАЛИЕВИЧ

**Влияние аустенитно-мартенситного превращения в слое TiNi на прочность
диффузионного соединения титанового сплава и нержавеющей стали через
прослойку никеля и сплава никель-хром**

01.04.07 – Физика конденсированного состояния

ДИССЕРТАЦИЯ

на соискание ученой степени

кандидата физико-математических наук

Научный руководитель

д.ф.-м.н. Мулюков Радик Рафикович

Научный консультант

д.ф.-м.н. Имаев Марсель Фаниревич

Уфа 2020

ОГЛАВЛЕНИЕ

Введение.....	5
Глава 1 Обзор литературы.....	13
1.1 Область применения соединений титанового сплава и нержавеющей стали	13
1.2 Получение неразъемного соединения титанового сплава и нержавеющей стали	15
1.2.1 Сварка плавлением.....	16
1.2.2 Сварка взрывом	16
1.2.3 Сварка трением.....	17
1.2.4 Сварка трением с перемешиванием	18
1.2.5 Соединение пайкой	20
1.2.6 Твердофазная сварка.....	21
1.3 Прямое соединение титанового сплава – нержавеющей стали сваркой давлением.....	26
1.4 Сварка давлением титанового сплава и сталей с использованием прослойки	30
1.4.1 Сварка давлением через прослойку из серебра	31
1.4.2 Сварка давлением через прослойку из меди	36
1.4.3 Диффузионная сварка через прослойку из никеля	41
1.4.4 Сварка давлением через прослойки из сплавов или комбинации металлов	45
1.5 Диффузионная зона и разрушение соединений через прослойки	55
1.6 Выводы по главе 1	60
Глава 2. Методики исследования	63

2.1 Материалы.....	63
2.2 Методика сварки давлением.....	64
2.3 Методика проведения интенсивной пластической деформации.....	64
2.4 Методика приготовления косых шлифов.....	65
2.5 Металлографический и электронно-микроскопический анализ	65
2.6 Рентгеноструктурный анализ	66
2.7 Методика определения микротвердости.....	67
2.8 Методика проведения испытаний на растяжение	67
2.9 Методика подсчета размера зерен	69
2.10 Методика определения статистической погрешности измерений	69
Глава 3. Сварка давлением через прослойку из чистого никеля	71
3.1 Крупнозернистая прослойка чистого никеля.	71
3.2 Эволюция микроструктуры наноструктурированного никеля при температурах сварки давлением.	78
3.3 Сварка давлением через НС никель.	81
3.4 Выводы по главе 3	89
Глава 4. Разрушение соединения через никелевую прослойку.....	91
4.1 Механизм соединения титанового сплава и нержавеющей стали через прослойку из никеля.....	91
4.2 Разрушение соединения.	94
4.2.1 Сварка давлением через прослойки НС и КЗ никеля при 650 °С ..	94
4.2.2 Сварка давлением через прослойку из КЗ никеля	95
4.2.3 Сварка давлением через прослойку из НС никеля	97
4.3 Влияние интерметаллидов на разрушение соединения.....	98
4.4 Выводы по главе 4.	102

Глава 5. Сварка давлением через прослойку из никелевого сплава X2H98	103
5.1 Микроструктура соединения через прослойку X2H98	103
5.3 Разрушение соединения через прослойку из X2H98	107
5.3 Выводы по главе 5	110
Глава 6. Влияние времени и усилия при сварке давлением	111
6.1 Сварка давлением при различном времени выдержки	111
6.2 Сварка давлением с увеличением нагрузки	113
6.3 Выдержка соединения при пониженных температурах	115
6.4 Выводы по главе 6	117
Выводы	119
Список сокращений	121
Список литературы	122
Авторский список публикаций	135
Прочие публикации	136
Приложение А	138
Приложение Б	142

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность работы.

В современных технических устройствах часто необходимо получить прочное соединение деталей из разнородных материалов, которое трудно получить сваркой плавлением. К таким парам материалов относятся, в частности, соединения титановых сплавов с нержавеющей стали. Титановые сплавы обладают высокой коррозионной стойкостью, а нержавеющие стали - высокой износостойкостью и прочностью. Соединения этих материалов будут сочетать прочность стали с химической стойкостью титанового сплава. Конструкционные соединения деталей из титанового сплава и нержавеющей стали требуются, например, в парогенераторах и теплообменниках ядерных энергетических установок, криогенных структурах (гелиевые трубопроводы ускорительной техники), химической промышленности, для защиты стальных конструкций от химического воздействия.

Перспективным методом соединения этих материалов представляется сварка давлением, при которой можно избежать неконтролируемого образования охрупчивающих фаз, возникающих при сварке плавлением. Однако прямое соединение титанового сплава и нержавеющей стали сваркой давлением не удастся осуществить из-за образования хрупких интерметаллидных фаз системы Ti-Fe в зоне сварки. Избежать образования интерметаллидов можно используя прослойки между титановым сплавом и нержавеющей сталью, обеспечивающие соединение материалов и одновременно препятствующие образованию интерметаллидов системы Ti-Fe. Также на прочность соединения будет оказывать влияние напряжения в зоне сварки, возникающие при охлаждении изделий после сварки давлением.

Согласно [1] основными критериями выбора прослойки между титановым сплавом и нержавеющей сталью являются: обеспечение эффективного барьера диффузии титана и железа для исключения образования интерметаллидов системы

Ti-Fe; промежуточное между титановым сплавом и нержавеющей сталью значение коэффициента термического расширения (КТР); достаточная пластичность для образования контакта свариваемых поверхностей. Прослойка должна соединяться сваркой давлением и с титановым сплавом, и с нержавеющей сталью. Известны способы соединения титанового сплава и нержавеющей стали с использованием различных прослоек [1-9]. Однако не удается получить равнопрочное соединение, и разрушение происходит по одной из диффузионных зон. Причинами разрушения называют различие КТР соединяемых материалов и образующиеся хрупких интерметаллидных фазы. При этом не учитывают возможные сильные изменения КТР в образующихся фазах в результате протекания в них фазовых превращений в интервале температур от комнатной до температур сварки. Так могут образовываться фазы, имеющие существенные изменения КТР в результате низкотемпературных аустенитно - мартенситных превращений (АМП), или инварные сплавы с минимальным КТР. Эффект изменения КТР при АМП существует в соединениях Cu — Al — Ni, Cu — Al, Ti — Ni, Ni — Al, Co — Ni, а инварный эффект характерен для соединений Ti — Nb, Ni — Co — Fe, Fe — Ni и др.

Процесс сварки давлением титанового сплава и нержавеющей стали хорошо изучен при использовании никелевой прослойки в крупнозернистом состоянии [2-6]. Сварка давлением прослойки с соединяемыми материалами происходит по-разному. Если в диффузионной зоне прослойка / нержавеющая сталь не происходит образования интерметаллидных фаз, то в диффузионной зоне титановый сплав / прослойка образуются сплошные слои интерметаллидов TiNi, Ti₂Ni и TiNi₃ [2-6]. Две последние фазы могут охрупчивать соединение. На свойства образующихся при сварке давлением интерметаллидов влияют различные элементы в виде добавок в прослойку. Легирование прослойки никеля элементами: Cr, Fe, Al — приводит к повышению прочности соединения титановый сплав / нержавеющая сталь. Авторы работ не объясняют причин повышения прочности соединения при использовании сплава никеля с этими элементами [6-8]. Причиной разрушения соединения через прослойку как из чистого никеля, так и сплава на основе никеля

по интерметаллидным слоям называют отличия КТР исходных соединяемых материалов и хрупкие фазы Ti_2Ni и $TiNi_3$.

Средний размер зерен прослойки также может влиять на качество сварного соединения. Интерес представляет соединение через наноструктурную прослойку. Уменьшение размера зерна до наноструктурного приведет к существенному повышению диффузионной активности материала [10]. Как следствие, это позволит снизить температуру сварки давлением и может привести к изменению процессов, происходящих при получении сварного соединения, в частности при образовании интерметаллидных слоев в диффузионной зоне.

Для разработки технологии получения качественного соединения материалов необходимо детально рассмотреть механизм разрушения. Различие КТР титановых сплавов и сталей снижает никелевая прослойка, КТР которой имеет промежуточное значение. В процессе сварки происходит образование хрупких интерметаллидных слоев Ti_2Ni и $TiNi_3$, однако в промежутке между Ti_2Ni и $TiNi_3$ образуется довольно пластичная фаза $TiNi$ [2-8]. Указанные в литературе причины разрушения не достаточны для объяснения механизмов разрушения соединения титанового сплава и нержавеющей стали через никелевую прослойку. В частности, при анализе разрушения не учитывается влияние скачка КТР при АМП в слое $TiNi$, протекающем при охлаждении с температуры сварки. Изменение прочности соединения при использовании прослоек из сплавов на основе никеля необходимо анализировать с точки зрения влияния легирующих добавок на состав, структуру и свойства образующихся при сварке давлением интерметаллидов $TiNi$, Ti_2Ni и $TiNi_3$. Особое внимание необходимо обратить на изменение состава и свойств интерметаллида $TiNi$ при легировании никелевой прослойки различными элементами [11-13].

Цель работы:

Определение закономерностей формирования соединения сваркой давлением титанового сплава с нержавеющей сталью при использовании прослойки из никеля и никелевого сплава с различным размером зерна.

Задачи:

1. Определение влияния температуры сварки давлением на образование соединения титановый сплав ПТ-3В – прослойка никеля с различным размером зерна – нержавеющая сталь:

1.1. Исследование микроструктуры и химического состава зон соединения титановый сплав ПТ-3В – прослойка и прослойка – нержавеющая сталь 12Х18Н10Т;

1.2. Изучение механических свойств сварного соединения титановый сплав ПТ-3В – прослойки – нержавеющая сталь 12Х18Н10Т при комнатной температуре;

2. Определение влияния температуры сварки давлением на образование соединения титановый сплав ПТ-3В – прослойка никелевого сплава Х2Н98 – нержавеющая сталь 12Х18Н10Т:

2.1. Исследование микроструктуры и химического состава зон соединения титановый сплав ПТ-3В – прослойка и прослойка – нержавеющая сталь 12Х18Н10Т;

2.2. Изучение механических свойств сварного соединения при комнатной температуре;

3. Выявление структурных факторов, влияющих на разрушение соединения титанового сплава и нержавеющей стали через прослойку из никеля и сплава Х2Н98;

4. Определение влияния времени и нагрузки при сварке давлением на образование соединения титановый сплав ПТ-3В – наноструктурная прослойка из никеля или сплава Х2Н98 – нержавеющая сталь 12Х18Н10Т;

5. Определение влияния температуры выдержки после сварки давлением на механические свойства соединения титановый сплав ПТ-3В – наноструктурная прослойка из никеля или сплава Х2Н98 – нержавеющая сталь 12Х18Н10Т.

Методология и методы исследования. Для выполнения работы применяли апробированные методы исследования, такие как электронная микроскопия (ПЭМ и РЭМ), EBSD анализ (анализ картин микродифракции в обратно отраженных электронах), оптическая металлография (ОМ), рентгеноструктурный анализ (РСА), механические испытания на растяжение, измерение микротвердости. Интенсивную

пластическую деформацию проводили методом кручения под высоким квазигидростатическим давлением. Сварку давлением образцов осуществляли на установке «АЛА-ТОО (тип ИМАШ 20-78)». Методологической основой исследований послужили научные труды отечественных и зарубежных научных школ в области металловедения, физики конденсированного состояния, физики прочности и пластичности.

Достоверность полученных результатов обеспечивается применением современных испытательных машин и регистрирующей аппаратуры при проведении экспериментальных исследований.

Научная новизна:

1. Наноструктурирование никелевой прослойки позволяет снизить температуру сварки давлением титанового сплава ПТ-3В и нержавеющей стали 12Х18Н10Т.

2. Эффект значительного изменения КТР при аустенитно-мартенситном превращении слоя интерметаллидной фазы $TiNi$, образующейся при сварке давлением титанового сплава ПТ-3В и нержавеющей стали 12Х18Н10Т через никелевую прослойку, приводит к возникновению микротрещин в образующихся соседних слоях Ti_2Ni и $TiNi_3$ при охлаждении после сварки давлением и снижению прочности соединения.

3. Использование прослойки из хромсодержащего наноструктурного никелевого сплава Х2Н98 вместо никелевой прослойки приводит к уменьшению эффекта значительного изменения КТР при аустенитно-мартенситном превращении интерметаллида $TiNi$ и к отсутствию микротрещин в слоях Ti_2Ni и $TiNi_3$. Хром из прослойки проникает в образующийся интерметаллид $TiNi$, что снижает температурный интервал АМП.

Теоретическая и практическая значимость. На прочность соединения титанового сплава и нержавеющей стали, полученного сваркой давлением через никелевую прослойку, оказывает влияние не только разница КТР соединяемых материалов, но и КТР образующихся при сварке интерметаллидных фаз системы

Ti-Ni и эффект значительного изменения КТР при АМП интерметаллидного слоя TiNi.

Использование наноструктурных прослоек из никеля позволяет снизить температуру сварки давлением на 50 °С.

Использование прослойки из наноструктурного никелевого сплава X2H98 вместо никелевой прослойки приводит к повышению прочности сварного соединения.

При использовании и хранении изделий с соединением титанового сплава и нержавеющей стали, полученного сваркой давлением через прослойку из никеля и сплава X2H98, следует контролировать температуру их хранения и эксплуатации. Снижение температуры хранения может приводить к снижению прочности соединения.

Основные положения, выносимые на защиту:

1. Сваркой давлением титанового сплава ПТ-3В и нержавеющей стали 12Х18Н10Т через никелевую прослойку в наноструктурном состоянии получено соединение прочностью 390 МПа при температуре 700 °С, что на 50 °С ниже, чем при сварке давлением через крупнозернистую прослойку никеля.

2. Эффект значительного изменения КТР при аустенитно-мартенситном превращении в слое интерметаллида TiNi, образующегося на границе титановый сплав – прослойка из никеля при сварке давлением, влияет на прочность соединения. Этот эффект приводит к образованию микротрещин в образующихся при сварке давлением смежных слоях интерметаллидов Ti₂Ni и TiNi₃. При использовании прослойки из сплава X2H98 в области соединения титановый сплав – прослойка после сварки давлением при 750 °С не обнаружено микротрещин, как в случае использования прослойки из никеля.

3. Использование в качестве прослойки вместо никеля сплава X2H98 в наноструктурном состоянии при сварке давлением титанового сплава и нержавеющей стали приводит к повышению прочности соединения до 490 МПа. Повышение прочности обеспечивается легированием хромом образующегося интерметаллида TiNi, что снижает температуру начала аустенитно-мартенситного

превращения и, как следствие, ослабляет эффект значительного изменения КТР при аустенитно-мартенситном превращении интерметаллида TiNi. В этом случае микротрещины в слоях Ti₂Ni и TiNi₃, снижающие прочность соединения, не обнаруживаются.

4. Температура хранения и эксплуатации может оказывать существенное влияние на прочность соединения титанового сплава ПТ-3В и нержавеющей стали, полученного сваркой давлением через прослойку из никеля или сплава X2H98. При снижении температуры выдержки в интервале температур 25...-10°C происходит падение прочности соединения. В результате выдержки при температуре 10 °C соединения через прослойку из никеля эффект значительного изменения КТР при аустенитно-мартенситном превращении TiNi приводит к снижению прочности соединения до 200 МПа. Использование прослойки из сплава X2H98 позволяет уменьшить величину падения прочности соединения. Прочность такого соединения при охлаждении до -10 °C составляет 250...300 МПа.

Диссертационная работа выполнялась в рамках государственного задания ИПСМ РАН № АААА-А17-117041310221-5

Апробация работы.

Результаты диссертационной работы доложены и обсуждены на следующих международных и российских конференциях: II Всероссийская молодежная школа-конференция «Современные проблемы металловедения», Абхазия, 16-22 мая 2011 г.; международная школа-конференция для студентов, аспирантов и молодых ученых «Фундаментальная математика и ее приложение в естествознании», г. Уфа, 2-6 октября 2011 г.; международная школа-конференция для студентов, аспирантов и молодых ученых «Актуальные проблемы прочности», г. Уфа 4-8 октября 2012 г.; открытая школа-конференция стран СНГ «Ультрамелкозернистые и наноструктурные материалы (УМЗНМ)», г. Уфа, 8-12 октября 2012 г.; III-я Молодежная школа-конференция «Современные проблемы металловедения» Абхазия, 9-14 сентября 2013 г.; открытая школа-конференция стран СНГ «УМЗНМ», г. Уфа, 6-10 октября 2014 г.; LVII международная конференция «Актуальные проблемы прочности», г. Севастополь 24–27 мая 2016 г.; открытая

школа-конференция стран СНГ «УМЗНМ», г. Уфа, 3-7 октября 2016 г.; открытая школа-конференция стран СНГ «УМЗНМ», г. Уфа, 1-5 октября 2018 г.

Публикации:

По теме диссертации опубликовано 14 печатных работ, из них 4 статьи в рецензируемых журналах, входящих в перечень рекомендуемых ВАК. Список основных публикаций приведен в конце списка литературы диссертации.

Структура и объем диссертации.

Диссертация состоит из введения, 6 глав, выводов и списка используемой литературы. Общий объем диссертации 145 страниц, в том числе 74 рисунков, 9 таблиц, 2 приложения. Список литературы содержит 119 наименований.

Автор считает своим долгом выразить благодарность Имаеву Марселю Фанировичу, Лутфуллину Рамилю Яватовичу, Мухаметрахимову Миннаулю Хидиятовичу за помощь в организации экспериментов и плодотворное обсуждение некоторых результатов, а так же коллективу ИПСМ РАН за ценные замечания, которые позволили улучшить качество работы.

ГЛАВА 1 ОБЗОР ЛИТЕРАТУРЫ

1.1 Область применения соединений титанового сплава и нержавеющей стали

В различных областях промышленности к деталям изделий могут предъявляться требования, которые невозможно обеспечить при использовании одного материала. В этих случаях промышленные требования могут быть удовлетворены соединением разнородных материалов. Например, качественные неразъемные соединения титановых сплавов с нержавеющей сталью имеют ряд преимуществ при производстве сложных конструкций энергетической, химической и авиационной промышленности.

Титановые сплавы обладают высокой коррозионной стойкостью и высокой удельной прочностью, их применяют в аэрокосмической, морской и химической промышленности. Титановый сплав марки ПТ-3В относят к классу по структуре псевдо- α . Основными легирующими элементами является алюминий (3,5-5%) и ванадий (1,2-2,5%), что повышает жаропрочность сплава, и его обработка требует подогрева до 600 – 800 °С [14]. Применяется сплав в морской промышленности, т. к. титановые сплавы обладают высокой коррозионной стойкостью.

Сталь 12X18H10T – нержавеющая титаносодержащая сталь аустенитного класса. Химический состав регламентирован ГОСТ 5632-72 нержавеющей сталей аустенитного класса. Преимущества: высокая пластичность и ударная вязкость. [15]

Коррозионно-стойкая сталь 12X18H10T используется для изготовления сварной аппаратуры в разных отраслях промышленности, а также конструкций, работающих в контакте с азотной кислотой и другими окислительными средами, некоторыми органическими кислотами средней концентрации, органическими растворителями, в атмосферных условиях и т.д. Сталь 08X18H10T рекомендуется для сварных изделий, работающих в средах более высокой агрессивности, чем сталь 12X18H10T и обладает повышенной сопротивляемостью межкристаллитной

коррозии. В случае эксплуатации в агрессивной среде сталь требует специальной защиты. Скорость коррозии стали в морской воде составляет 0,3-0,4 мм в год. Для ее защиты применяют покрытие лакокрасочными материалами, органические покрытия типа полиэтиленовых или полиуретановых слоев в сочетании с катодной защитой, которые требуют периодического ремонта и не способны обеспечить длительную эксплуатацию металлоконструкций.

Соединение титанового сплава и нержавеющей стали позволит использовать в изделии преимущества каждого из сплавов. В некоторых случаях возможно использование механического соединения сплавов. Однако получение неразъемных соединений позволит снизить вес готовых изделий путем исключения крепежных элементов, а изделия будут иметь высокую конструкционную прочность. Покрытие титановым сплавом несущих конструкций из нержавеющей сталей, например, при строительстве морских объектов позволит увеличить срок эксплуатации сооружений.

Задача получения соединения титанового сплава и стали возникает во многих ситуациях. Такое соединение необходимо при замене стальных трубопроводов на титановые в криомодулях, в связи с меньшим влиянием сильных магнитных полей на титановый сплав. Длина таких трубопроводов составляет десятки километров [16]. В радиохимическом производстве существует необходимость изготовления оборудования, в частности растворителей, отдельных ступеней экстракторов, из титана и титановых сплавов, обвязка которых осуществляется трубами из коррозионностойкой стали 08X18H10T и 12X18H10T [17]. Существует необходимость получения надежного соединения трубопровода из нержавеющей стали и сосудов из титанового сплава [18,19]. В атомных энергетических установках используются трубопроводы из титанового сплава в активной зоне реактора, актуальна необходимость в соединении этих труб со стальными [20]. Существует необходимость использования титана в морской технике непосредственно на судах и в береговых сооружениях, расположенных в зоне периодического смачивания морской водой и подверженных особо интенсивной

коррозии. Наибольший эффект будет получен при изготовлении из сталей силовых конструкций, а для защиты от коррозии использовать тонкий слой титана [15].

1.2 Получение неразъемного соединения титанового сплава и нержавеющей стали

Получение герметичного неразъемного соединения возможно различными способами. Существует способ получения соединения нержавеющей и титановых труб с помощью изготовления переходников [21]. Такое решение позволяет получить довольно надежное соединение, однако существуют сложности изготовления таких переходников. Изготавливается соединение внахлест таким образом, чтобы втулка из нержавеющей стали оказалась снаружи втулки из титанового сплава. Такое расположение необходимо из-за различия коэффициентов термического расширения. Для лучшей герметизации получаемого соединения втулки выполняют с по крайней мере одной цилиндрической ступенькой на обеих втулках. Однако наиболее эффективным способом получения неразъемного соединения является сварка.

Сварка – процесс получения неразъемных соединений посредством установления межатомных связей между свариваемыми частями при их местном или общем нагреве, пластическом деформировании или совместном действии того и другого [22]. В настоящее время различают более 150 видов и способов сварочных процессов. Существуют различные классификации этих процессов. Так ГОСТ 19521-74 предусматривает классификацию сварки металлов по основным группам признаков: физическим, техническим и технологическим.

Основным физическим признаком сварки является форма и вид энергии, используемой для получения сварного соединения. Форма энергии определяет класс сварки, а её вид – вид сварки. Имеются три класса сварки:

- 1) Термический класс: виды сварки, осуществляемые плавлением с использованием тепловой энергии – газовая, дуговая, электронно-лучевая, лазерная и др.

2) Термомеханический класс: виды сварки, осуществляемые с использованием тепловой энергии и давления – контактная, диффузионная, газо- и дугопрессовая, кузнечная и др.

3) Механический класс: виды сварки, осуществляемые с использованием механической энергии – холодная, трением, ультразвуковую, взрывом и др.

К техническим признакам относятся: способ защиты металла в зоне сварки, непрерывность процесса, степень его механизации. Классификация по технологическим признакам устанавливается для каждого вида сварки отдельно (по виду электрода, роду сварочного тока и т.д.) [23]. Ниже рассмотрены некоторые виды сварки титановых сплавов и сталей.

1.2.1 Сварка плавлением

Многочисленные попытки непосредственной сварки плавлением титана со сталью не решили проблемы получения качественных соединений [16; 24; 25]. Сварные швы получаются хрупкими и растрескиваются. Поэтому задача сварки плавлением титана со сталью может быть решена лишь с применением промежуточных вставок.

В настоящее время для сварки плавлением титана со сталью применяют два способа. По одному способу соединение осуществляется с помощью заранее изготовленных многослойных вставок, получаемых сваркой давлением (взрывом, прессовкой, прокаткой и т.п.). В этом случае плавлением свариваются однородные материалы (титан с титаном, сталь со сталью). По другому способу соединение производится с применением одного или нескольких промежуточных металлов-вставок, полностью или частично расплавляемых в процессе сварки [16; 25].

1.2.2 Сварка взрывом

Сварка взрывом требует специфической квалификации и глубокого знания свойств свариваемых материалов для дальнейшей технологической проработки самого процесса сварки. Требуется тщательное соблюдение количества взрывчатого вещества, учет скорости распространения детонационной волны в свариваемых материалах, учет размеров деталей и т.д. Как правило, сварка взрывом

используется для сваривания однородных титановых сплавов. В нашем случае (титановый сплав – нержавеющая аустенитная сталь) данный вид сварки теоретически плохо изучен [22; 26].

В работе [27] приведены варианты сварки взрывом (СВ) биметаллических титаностальных листов практически неограниченных толщин, предназначенных для изготовления термически слабонагруженных конструкций и узлов. Представлен новый класс материалов – слоистых интерметаллидных композитов, предназначенных для использования в высоконагруженных термически напряженных конструкциях многоцелевого назначения.

Основными недостатками способа являются: необходимость специального полигона для сварки и конструкционная ограниченность изготавливаемых изделий.

1.2.3 Сварка трением

Сварка трением – это разновидность сварки давлением, при которой механическая энергия, подводимая к одной из свариваемых деталей, преобразуется в тепловую; при этом генерирование теплоты происходит непосредственно в месте будущего соединения. Теплота может выделяться при вращении одной детали относительно другой или вставки между деталями, при возвратно-поступательном движении деталей в плоскости стыка с относительно малыми амплитудами и при звуковой частоте. Детали при этом прижимаются постоянным или возрастающим во времени давлением. Сварка завершается осадкой и быстрым прекращением вращения [28].

Сварка трением не является универсальным процессом. С ее помощью могут осуществляться соединения таких пар деталей, из которых хотя бы одна является телом вращения (круглый стержень или труба), ось которого совпадает с осью вращения; при этом другая деталь может быть произвольной формы, но должна иметь плоскую поверхность, к которой приваривается первая деталь [28].

Особенности образования соединения при сварке трением. Несмотря на кажущуюся простоту, процесс сварки металлов трением в действительности весьма

сложен и многообразен; он подчинен многим закономерностям, так как в нем соседствуют и взаимодействуют такие явления, как тепловыделение и износ поверхностей при трении; непрерывное образование и немедленное же разрушение металлических связей между сопряженными поверхностями в процессе их относительного движения; почти мгновенный нагрев и очень быстрое охлаждение малых объемов металла в присутствии очень больших (достигающих тысячи атмосфер) удельных давлений; упругопластические деформации в микрообъемах выступов шероховатых поверхностей и в макрообъемах слоев металла, прилегающих к этим поверхностям; наклеп и рекристаллизация металла; взаимная диффузия, а также внедрение макроскопических частиц металла одной из свариваемых деталей в тело другой и др. [28].

Основные недостатки способа:

- отсутствие универсальности процесса - можно осуществлять соединение лишь таких пар деталей, из которых хотя бы одна является телом вращения (круглый стержень или труба), ось которого совпадает с осью вращения;
- искривление волокон текстуры проката в зоне пластического деформирования, приводящее к образованию очагов усталостного разрушения и коррозии при провоцирующих условиях эксплуатации;
- сложность контроля процесса сварки, образование дефектов сварки.

1.2.4 Сварка трением с перемешиванием

Относительно новый метод получения сварных соединений, получивший название «сварка трением с перемешиванием» (СТП), был разработан Британским институтом сварки (TWI) в 1991 г [29]. Интенсивное изучение данного процесса, направленное на совершенствование технологии и оборудования, позволило внедрить данный способ в РФ и за рубежом в производство высокотехнологичных изделий в таких отраслях как вагоно-, судо-, авиастроение и многих других. Сварка трением с перемешиванием относится к процессам соединения материалов в твердой фазе и поэтому лишена недостатков, связанных с расплавлением и испарением металла [30].

СТП применяют в основном для соединения материалов со сравнительно низкой температурой плавления, прежде всего алюминиевых [31] и магниевых сплавов [32]. Выполнена успешная сварка данным способом медных, никелевых и титановых сплавов, а также сталей.

Большинство исследователей указывают на следующие преимущества сварки трением с перемешиванием по сравнению с другими способами получения неразъемных соединений [33; 34]:

- в зоне сварки лучше сохраняются свойства основного металла по сравнению со способами сварки плавлением;
- отсутствие вредных испарений и ультрафиолетового излучения в процессе сварки;
- возможность получения бездефектных швов на сплавах, которые при сварке плавлением склонны к образованию горячих трещин и пористости в швах;
- не требуется использование присадочного материала и защитного газа, удаление поверхностных оксидов на кромках перед сваркой, а также шлака и брызг после сварки;
- отсутствуют потери легирующих элементов металла при его сварке.

В качестве недостатка способа СТП авторы [30; 34] отмечают образование в конце шва отверстия, равного диаметру наконечника, что требует выведения шва за пределы рабочего сечения заготовки или заполнения отверстия после сварки с помощью других методов, таких как сварка трением специальных пробок.

Сложность сварки методами СТП титановых сплавов и нержавеющей сталей заключается в подборе и стойкости инструмента для сварки, контроль температурного режима сварки, защита титана и зоны сварки от окисления.

Происходящее совершенствование технологии и оборудования позволяет преодолеть существующие недостатки, а также расширить области применения способа. Хотя сварка трением с перемешиванием применяется в основном для стыковых и нахлесточных швов, возможно также получение угловых, тавровых, точечных швов.

1.2.5 Соединение пайкой

Пайкой называется образование соединения с межатомными связями путем нагрева соединяемых материалов ниже температуры их плавления, смачивания их припоем, затекания припоя в зазор и последующей его кристаллизации [35].

Пайка наряду со сваркой является одним из распространенных способов получения неразъемных соединений в современном производстве. Важнейшее достоинство пайки – формирование паяного шва при температуре ниже температуры автономного плавления соединяемых металлов. Это обстоятельство дает возможность вести процесс в условиях общего нагрева и позволяет [35]:

- осуществлять групповую пайку, широкую ее механизацию и автоматизацию, что обеспечивает высокую производительность процесса в крупносерийном и массовом производстве;

- получать соединения в скрытых и малодоступных местах изделий, изготавливать тонкостенные изделия с большой плотностью паяных соединений и их объемным расположением за один нагрев, повышать коэффициент использования материала и снижать металлоемкость изделий;

- ограничиваться при пайке давлениями на порядок меньшими, чем при сварке давлением;

- соединять разнородные металлические и неметаллические материалы с большей разностенностью деталей, чем при сварке плавлением;

- выбирать температуру процесса в зависимости от необходимости сохранения механических свойств материалов изделия после пайки, возможности нагрева под пайку с термообработкой и выполнения ступенчатой пайки.

Одним из ранних методов получения трубчатых переходных соединений титан-сталь (переходников) является метод, основанный на применении капиллярной пайки в вакууме или среде защитного газа с использованием припоя на основе серебра [36; 37].

При получении паяных соединений сталь – титан существует ряд факторов, отрицательно влияющих на технологичность и стоимость их изготовления. К таким

факторам следует отнести применение серебра в качестве припоя, а также применение резьбы повышенного класса точности [37].

1.2.6 Твердофазная сварка

Способами сварки в твердой фазе (рисунок 1.1) можно соединять практически любые металлические сплавы в однородном и разнородном сочетаниях, металлы с полупроводниками и керамики, пластмассы и т.д. Чем выше степень локализации пластической деформации в зоне соединения, тем эффективнее способы сварки в твердой фазе обеспечивают точность размеров изделий, сохранение механических и специальных свариваемых материалов и тем легче они позволяют соединять хрупкие материалы, особенно в разнородных сочетаниях [38].



1 – машиностроение; 2 – точечное приборостроение; 3 – электронная техника; 4 – электротехника; 5 – самолетостроение и космическая техника; 6 – химическое и нефтяное машиностроение.

Рисунок 1.1 – Классификация способов сварки в твердой фазе по степени локализации пластической деформации и гомологической температуре ($T/T_{пл}$) в зоне соединения. Цифрами указаны наиболее распространенные области применения [39]

При любых способах сварки в твердом состоянии соединение образуется в результате деформационного или термдеформационного воздействия на

соединяемые материалы в зоне контакта. Независимо от характера и интенсивности этого воздействия природа образования соединения едина. Различия заключаются в кинетике протекания отдельных стадий процесса, которая определяется условиями нагрева, характером и интенсивностью деформации материалов, степенью локализации деформации и особенностями развития релаксационных процессов в приконтактной зоне.

С позиций теории твердофазных топомимических реакций процесс образования соединения при всех способах сварки в твердой фазе протекает в три основные стадии [40; 41; 42]:

Стадия 1. Образование физического контакта, т.е. сближение атомов соединяемых материалов на расстояние, при котором возникает физическое взаимодействие, или расстояние, при котором возможно слабое химическое взаимодействие. Это осуществляется за счет пластической деформации обоих или более мягкого из соединяемых материалов. Расчеты кинетики стадии образования физического контакта разработаны для процессов сварки с низкоинтенсивным силовым воздействием типа термокомпрессионной и диффузионной, для которых эта стадия достаточно продолжительна. Эти расчеты основаны на анализе смятия микровыступов на поверхностях соединяемых материалов за счет ползучести с учетом степени чистоты механической обработки поверхностей и изменения истинного напряжения по мере деформации микровыступов.

Стадия 2. Активация контактных поверхностей. При сварке одноименных материалов активация контактных поверхностей происходит одновременно с образованием физического контакта в процессе их сближения при смятии отдельных микровыступов за счет пластической деформации. При сварке разноименных материалов на этой стадии для образования соединения необходимо дополнительное время для образования активных центров на поверхности более твердого из соединяемых материалов. Теория активных центров предусматривает, с одной стороны дискретность процесса образования очагов взаимодействия, а с другой стороны, коллективность взаимодействия атомов в поле активных центров.

В общем случае активными центрами или очагами взаимодействия являются объемы упругих искажений кристаллической решетки, образующиеся на поверхностях соединяемых материалов в процессе упругопластической деформации. Однако для образования активных центров не обязательно, чтобы приповерхностные слои обеих соединяемых поверхностей подвергались пластической деформации. При сварке одноименных металлов и сплавов, а также разнородных материалов с не слишком большой разницей в механических свойствах активные центры образуются, как правило, в местах выхода дислокаций и их скоплений в зону контакта.

Длительность стадии активации принято оценивать на основе термофлуктуационных уравнений теории абсолютных скоростей реакций, учитывающих вклад в энергию активации процесса не только температуры, но и напряжений [43, 21].

Стадия 3. Объемное взаимодействие. Эта стадия наступает с момента образования активных центров на соединяемых поверхностях. В течение этой стадии происходит развитие взаимодействия соединяемых материалов на активных центрах как в плоскости контакта с образованием прочных химических связей, так и в объеме зоны контакта. В плоскости контакта этот процесс заканчивается слиянием дискретных очагов взаимодействия, а в объеме – релаксацией напряжений. Однако для обеспечения требуемой прочности соединения в целом часто необходимо дальнейшее развитие релаксационных процессов типа рекристаллизации или гетеродиффузии в допустимых пределах. При сварке одноименных металлов критерием окончания третьей стадии и образования качественного соединения может служить длительность, необходимая для образования общих зерен в зоне контакта за счет собирательной рекристаллизации или рекристаллизации обработки. При сварке разноименных материалов необходимость развития или ограничения гетеродиффузии определяется физико-химическими свойствами диффузионной зоны и образующихся в ней фаз.

Таким образом, при всех способах сварки в твердой фазе пластическая деформация является основным процессом, определяющим развитие первых двух

стадий образования соединения – физического контакта и активации контактных поверхностей, причем длительность процесса образования прочных связей по всей площади взаимодействия определяется частотой выхода дислокаций в зону физического контакта, т.е. не только необходимой для этого величиной накопленной деформации, но и ее скоростью.

Степень развития третьей стадии процесса определяется главным образом температурой в зоне соединения, однако накопленная пластическая деформация и ее скорость могут оказывать существенное влияние на интенсивность протекания релаксационных процессов и определять их механизм [21].

По своей физико-химической природе схватывание поверхностей твердых тел в условиях глубокого вакуума является частным случаем процесса образования соединения материалов при сварке в твердой фазе [21].

Сварка в твердой фазе позволяет изменять в широком диапазоне температурные и силовые воздействия на свариваемые заготовки и тем самым исключать или, по крайней мере, тормозить химические взаимодействия соединяемых материалов между собой и с окружающей средой. Поэтому этот способ получения неразъемных соединений может быть эффективным при сварке разнородных металлов и, в частности, при сварке титана со сталью [21].

Как отмечалось выше, пластическая деформация металлов в зоне соединения является необходимым условием образования соединения при любом способе сварки без расплавления, причем скорость деформации определяет интенсивность процессов, контролирующих образование сварного соединения. Поэтому все способы сварки без расплавления по интенсивности силового воздействия можно разделить на три группы [21].

К первой группе относят способы сварки с низкоинтенсивным силовым воздействием, например, диффузионная сварка при которой скорость деформации свариваемых заготовок составляет $10^{-4} \dots 10^{-6} \text{ с}^{-1}$. Эти способы сварки, как правило, осуществляются в условиях ползучести, когда скорость деформации зависит от технологических параметров процесса и сопротивления деформации свариваемых заготовок. Ко второй группе относят способы сварки со среднеинтенсивным

силовым воздействием. Сварка со среднеинтенсивным силовым воздействием имеет вынужденный характер пластического деформирования и осуществляется за небольшой промежуток времени, часто с предварительным подогревом свариваемых материалов. Скорость деформации заготовок находится в пределах $10^{-1} \dots 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. Следует отметить, что эти способы сварки являются наиболее перспективными среди всех способов сварки без расплавления, так как при изменении температурно-силовых условий деформирования появляется возможность получать качественные сварные соединения из многих сочетаний материалов [21].

К третьей группе относятся способы сварки с высокоинтенсивным силовым воздействием, такие как сварка взрывом, ударная сварка в вакууме, магнитно-импульсная сварка. Эти способы сварки отличаются высокой скоростью деформации (до 10^4 с^{-1}), малой длительностью процесса (действия импульса силы) и осуществляется, как правило, без подогрева свариваемых материалов. При этих способах сварки соединения обычно имеют низкую ударную вязкость и пластичность, так как непродолжительное силовое воздействие ограничивает возможность развития в зоне соединения необходимых процессов. Однако малая длительность силового воздействия становится положительным фактором при сварке разнородных металлов, образующих между собой хрупкие фазы, когда необходимо ограничить или вообще предотвратить развитие в зоне соединения диффузионных процессов [21].

Наиболее оптимальным способом соединения титановых сплавов и нержавеющей сталей является твердофазная сварка давлением. Данный способ сварки исключает расплавление соединяемых материалов; возможно получить необходимую прочность соединений изменяя режим процесса (время, температура, давление), превышая при этом прочность клеевых и паяных соединений; процесс диффузионной сварки легко поддается автоматизации [44]. В отличие от высокоинтенсивных сварок взрывом и трением при сварке давлением легче добиться повторяемости качества соединения и однородности зоны сварного соединения.

1.3 Прямое соединение титанового сплава – нержавеющей стали сваркой давлением

Фазовый состав, структура, а, следовательно, и свойства сварных соединений разнородных металлов определяются характером их взаимодействия. Одним из основных условий получения качественного сварного соединения является возможность образовывать свариваемыми металлами непрерывный ряд твердых растворов.

Железо образует с титаном ограниченные растворы и химические соединения, расширяет область существования β -фазы, снижает температуру полиморфного ($\alpha \rightarrow \beta$) превращения, т.е. является эвтектоидообразующим β -стабилизатором [45].

Согласно диаграмме состояния системы титан – железо (рисунок 1.2) растворимость железа в α -титане крайне мала и при нормальной температуре лежит в пределах 0,05 – 0,1 % [46]. При 590...625 °С в сплавах происходит эвтектоидный распад β -фазы с образованием α -фазы и интерметаллидного соединения состава $TiFe$ с объемно-центрированной кубической решеткой.

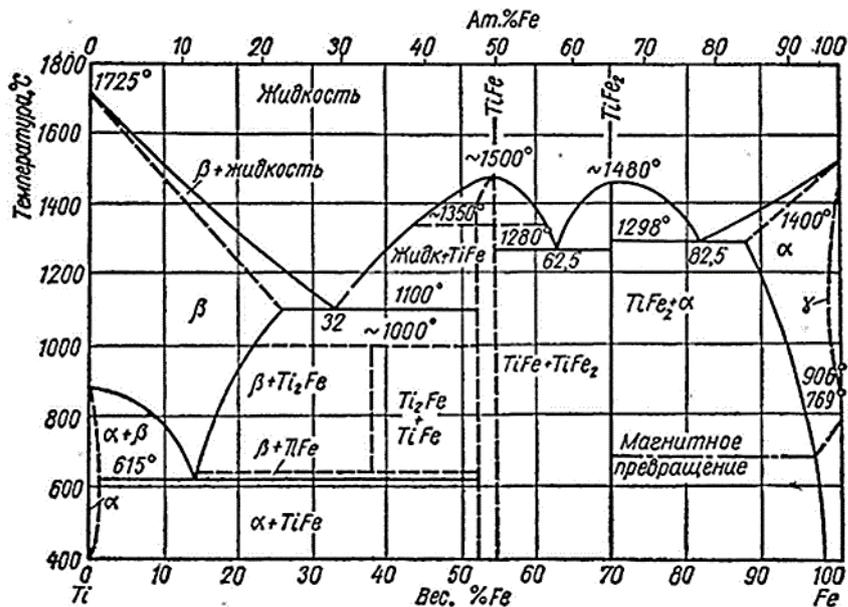


Рисунок 1.2 – Диаграмма состояния системы Ti-Fe [46]

Состав интерметаллического соединения при различных содержаниях железа в сплаве остается неизменным [47]. В системе Ti – Fe кроме интерметаллида TiFe присутствует соединение TiFe₂ (69,9 % Fe), которое кристаллизуется с открытым максимумом при 1480 °C [48]. Также отмечается существование интерметаллида Ti₂Fe, однако полагают, что его возникновение связано с наличием в титане примеси кислорода [47; 48].

Если железо стабилизирует в титане высокотемпературную β-фазу, то титан в железе играет роль ферритизатора [46]. Он сужает область γ-железа, и она замыкается в виде петли (рисунок 1.2) при концентрации титана в железе 0,75 % [48]. Максимальная растворимость титана в железе при температуре эвтектики (1298 °C) составляет 15 % и уменьшается до 2,5 % уже при 500 °C. Поэтому сплавы железа с титаном при концентрации последнего выше предела растворимости в α-железе склонны к дисперсному упрочнению за счет выделения фазы TiFe₂.

Взаимный массоперенос при сварке титана с железом приводит к образованию структур, содержащих интерметаллидные фазы, имеющие низкую прочность и высокую хрупкость, что приводит к самопроизвольному разрушению соединения под действием напряжений, возникающих при охлаждении [21; 49].

В работах [7; 50 – 60] приведены результаты исследований диффузионного соединения сплавов титана и нержавеющей сталей. Во всех работах отмечается образование интерметаллидных соединений системы Ti – Fe в зоне соединения титана и стали, типичный вид зоны соединения при различных режимах сварки показан на рисунке 1.3 [51].

После сварки давлением при температуре 850 °C и ниже в области контакта образуется фаза TiFe и измененные зоны α-Fe и β-Ti, а при 900 °C и выше происходит образование слоев интерметаллидов TiFe и TiFe₂ и увеличение размеров диффузионной зоны. Присутствующие в стали легирующие элементы вступают в реакцию с титаном и образуют различные интерметаллические соединения [50 – 53]. Повышение времени сварки приводит к увеличению диффузионной зоны и росту толщины интерметаллидов, так же со стороны нержавеющей стали образуются σ-фаза [54; 61]. Если железо стабилизирует в

титане высокотемпературную β -фазу, то титан в железе играет роль ферритизатора [46]. Он сужает область γ -железа, и она замыкается в виде петли (рисунок 1.2) при концентрации титана в железе 0,75 % [48]. Максимальная растворимость титана в железе при температуре эвтектики (1298 °C) составляет 15 % и уменьшается до 2,5 % уже при 500 °C. Поэтому сплавы железа с титаном при концентрации последнего выше предела растворимости в α -железе склонны к дисперсному упрочнению за счет выделения фазы TiFe_2 .

Взаимный массоперенос при сварке титана с железом приводит к образованию структур, содержащих интерметаллидные фазы, имеющие низкую прочность и высокую хрупкость, что приводит к самопроизвольному разрушению соединения под действием напряжений, возникающих при охлаждении [21; 49].

В работах [7; 50 – 60] приведены результаты исследований диффузионного соединения сплавов титана и нержавеющей стали. Во всех работах отмечается образование интерметаллидных соединений системы $\text{Ti} - \text{Fe}$ в зоне соединения титана и стали, типичный вид зоны соединения при различных режимах сварки показан на рисунке 1.3 [51].

После сварки давлением при температуре 850 °C и ниже в области контакта образуется фаза TiFe и измененные зоны α -Fe и β -Ti, а при 900 °C и выше происходит образование слоев интерметаллидов TiFe и TiFe_2 и увеличение размеров диффузионной зоны. Присутствующие в стали легирующие элементы вступают в реакцию с титаном и образуют различные интерметаллические соединения [50 – 53]. Повышение времени сварки приводит к увеличению диффузионной зоны и росту толщины интерметаллидов, так же со стороны нержавеющей стали образуются σ -фаза [54; 61].

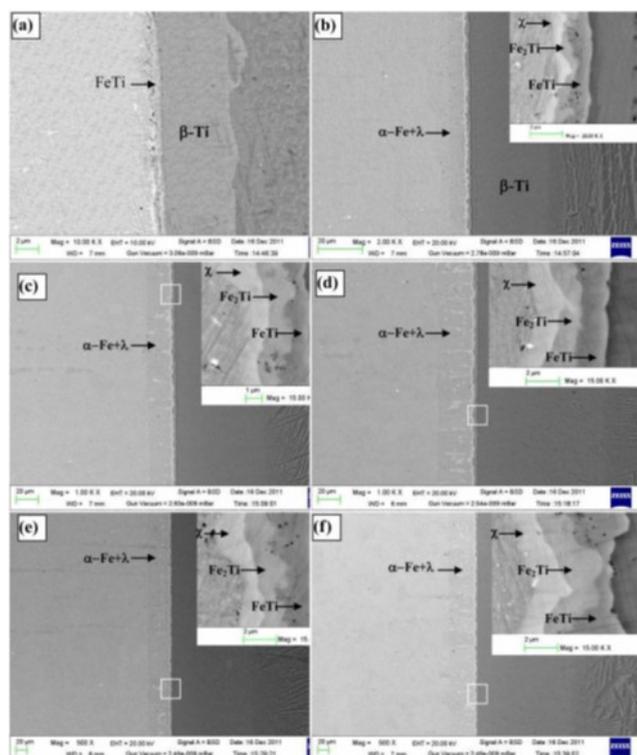


Рисунок 1.3 – Изображение (SEM-BSE) зоны диффузионной сварки при а) 800 °С 30 мин, б) 900 °С 30 мин, в) 1000 °С 30 мин, д) 950 °С 90 мин, е) 950 °С 150 мин и ф) 950 °С 180 мин [51]

Наибольшая прочность на отрыв при сварке давлением в вакууме чистого титана и сталей составила 326...342 МПа, и получена при температуре сварки 900...950 °С в течение 60 мин и давлении 3,5 МПа [51; 56; 58; 60], если время сварки увеличить до 1,5...2 часов, то прочность соединения падает до 242...222 МПа [54; 55]. В работе [57] при сварке давлением титановых сплавов Ti-6Al-4V (Ti64) и нержавеющей стали прочность на отрыв 342 МПа получили в условиях 800 °С в течении 90 мин под давлением 3 МПа. Максимальная прочность на отрыв в 510 МПа получена по следующему режиму: 850 °С, 90 мин, 4 МПа [52], а при температуре сварки 900 °С в течение 45 мин получена прочность в 520 МПа [59]. Соединение же титанового сплава Ti64 и нержавеющей стали AISI 316L обладает максимальной прочностью на срез в 382 МПа после сварки давлением 8 МПа при 950 °С в течение 180 мин [61].

Соединения титана и его сплавов с нержавеющей сталью хрупко разрушаются по границе соединения. Причины разрушения связывают с наличием

хрупких интерметаллидных фаз в виде слоев и существенной разницей коэффициентов термического расширения соединяемых материалов [7; 50 – 61].

1.4 Сварка давлением титанового сплава и сталей с использованием прослойки

Избежать образования интерметаллидов можно используя барьерные прослойки между титановым сплавом и нержавеющей сталью, обеспечивающие соединение материалов и одновременно препятствующие образованию соединений системы Ti-Fe. На прочность соединения может оказывать влияние напряжения в диффузионной зоне, возникающие при охлаждении изделий после сварки давлением, использование пластичной прослойки может снизить эти напряжения.

Впервые диффузионную сварку через промежуточные прослойки начал вести основатель способа Н.Ф. Казаков в ИЭС им. Е. О. Патона [62]. Согласно [1; 44] основными критериями выбора прослойки между титановым сплавом и нержавеющей сталью является: обеспечение эффективного барьера диффузии титана и железа для исключения образования интерметаллидов системы Ti-Fe и Ti-C; промежуточное между титановым сплавом и нержавеющей сталью значение коэффициента термического расширения (КТР); достаточная пластичность для образования контакта свариваемых поверхностей. Прослойка должна соединяться сваркой давлением и с титановым сплавом, и с нержавеющей сталью. Известны способы соединения титанового сплава и нержавеющей стали с использованием различных прослоек как из чистых металлов, так и комбинации нескольких прослоек различных материалов. Используют прослойки из таких металлов, как хром, медь, серебро, никель и т.д. Рассмотрим наиболее распространенные варианты прослоек, используемые для сварки давлением титана и его сплавов и нержавеющей сталей.

1.4.1 Сварка давлением через прослойку из серебра

Система титан – серебро. Диаграмма состояния Ag – Ti исследовалась множеством авторов, в сборнике [63] приведен (рисунок 1.4) наиболее актуальный вариант диаграммы состояния. В системе надежно идентифицировано образование твердых растворов на основе исходных компонентов (Ag), (α Ti), (β Ti) и двух соединений AgTi и AgTi₂, образующихся по перитектическим реакциям. Соединение AgTi образуется при температуре 1020 ± 5 °С и содержанием Ag $\approx 48\%$ (ат.) из расплава с $\leq 94,0\%$ (ат.) Ag и (β Ti) с $\approx 15,5\%$ (ат.) Ag. Соединение AgTi имеет область гомогенности $\approx 48,0 - \approx 50\%$ (ат.) или $\approx 65,0 - \approx 67$ (по массе) Ag при $940 - 960$ °С [65]. Соединение AgTi₂ образуется по перитектоидной реакции из (β Ti), содержащего $\approx 12,0\%$ (ат.) Ag и AgTi с $\approx 48,0\%$ (ат.) Ag при температуре 940 °С.

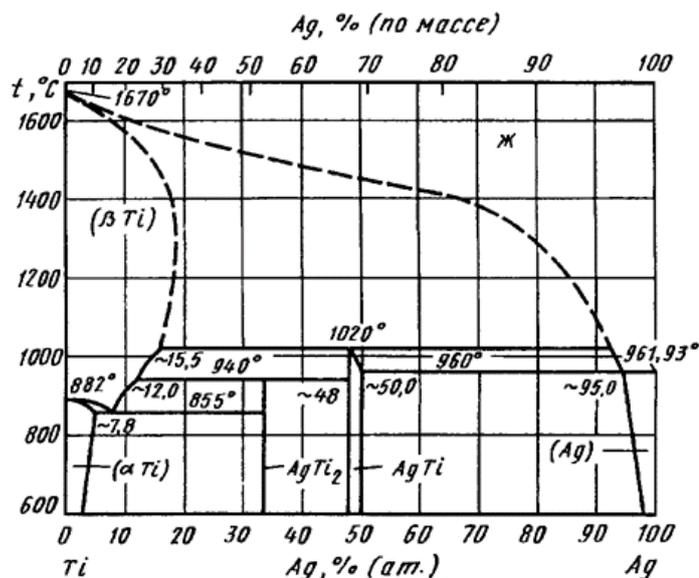


Рисунок 1.4 – Диаграмма состояния Ag-Ti [63]

Эвтектоидное превращение (β Ti) \leftrightarrow (α Ti) + AgTi₂ имеет место при температуре 855 °С и содержании Ag $\approx 7\%$ (ат.) [63]. Со стороны Ag имеет место эвтектическое превращение при температуре 960 °С. Эвтектика содержит $\approx 95,0\%$ (ат.) Ag.

Растворимость Ag в (β Ti) составляет $16,3\%$ (ат.) Ag или $15,0\%$ (ат.) при температуре 1020 °С, $\approx 12,0\%$ (ат.) при температуре 940 °С. Растворимость Ti в (Ag) оценена как $\approx 5,0\%$ (ат.) [63].

Кристаллическая структура Ag_2Ti тетрагональная типа MoSi_2 (символ Пирсона $tI6$, пр.гр. $I4/mmm$) с параметрами решетки $a = 0,295$ $c = 1,185$ нм; AgTi имеет тетрагональную структуру типа γTiCu (символ Пирсона $tP4$, пр.гр. $P4/mmm$) с параметрами решетки $a = 0,290$ $c = 0,814$ нм [63].

Система серебро – железо. Диаграмма состояния $\text{Ag} - \text{Fe}$ экспериментально не построена [63]. Равновесными фазами (рисунок 1.5) системы являются (αFe) – (δFe) – твердый раствор на основе высокотемпературной ОЦК модификации Fe ; (γFe) – твердый раствор на основе ГЦК модификации Fe ; (Ag) – твердый раствор на основе ГЦК Ag [63]. Ag и Fe фактически не смешиваются в жидком состоянии.

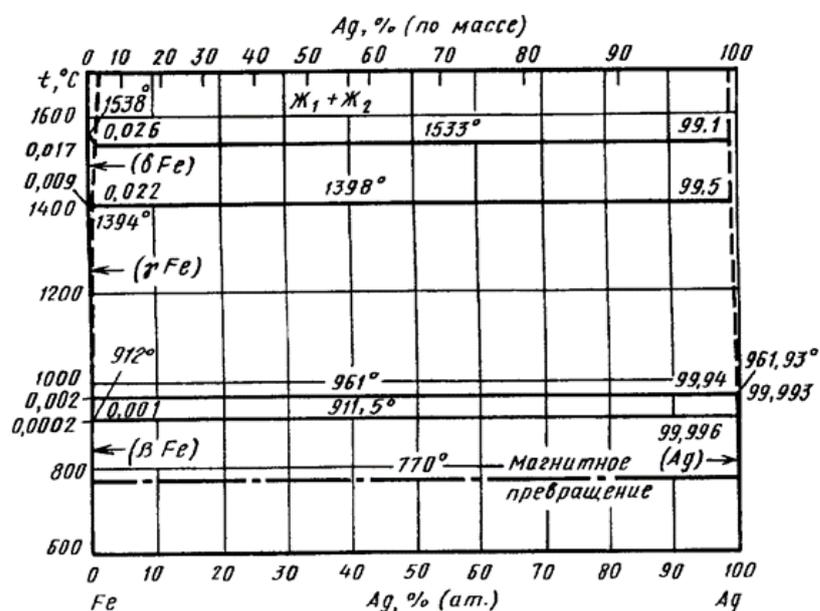


Рисунок 1.5 – Диаграмма состояния Ag-Fe [63]

Таким образом в зоне соединения титановый сплав – серебро возможно образование интерметаллидных соединений. Далее приведены результаты работ по соединению титана и его сплавов со сталями.

Авторы работы [64] показали, что наибольшая прочность соединения была получена для образцов, соединенных при 850 °С в течение 90 мин. Согласно результатам измерений наибольшее значение твердости было получено для материала прослойки, значения твердости с обеих сторон прослойки постепенно уменьшались по мере увеличения расстояния от стыка. При анализе результатов энергодисперсионных спектрометрических исследований установлено, что

количество серебра в прослойке заметно уменьшается с повышением температуры сварки. Кроме того, увеличение времени диффузионной сварки также приводило к уменьшению размеров прослойки серебра.

Твердофазную диффузионную сварку чистого титана с нержавеющей сталью AISI 304 с использованием прослойки Ag осуществляли при 825-875 °С под одноосным давлением 8 МПа в течение 20 мин в вакууме [65]. Исследование микроструктуры показало, что область соединения состоит из остатков прослойки серебра, интерметаллидной фазы TiAg и твердого раствора Ti–Ag (рисунок 1.6). Прочность соединения составила 414 МПа при всех температурах сварки.

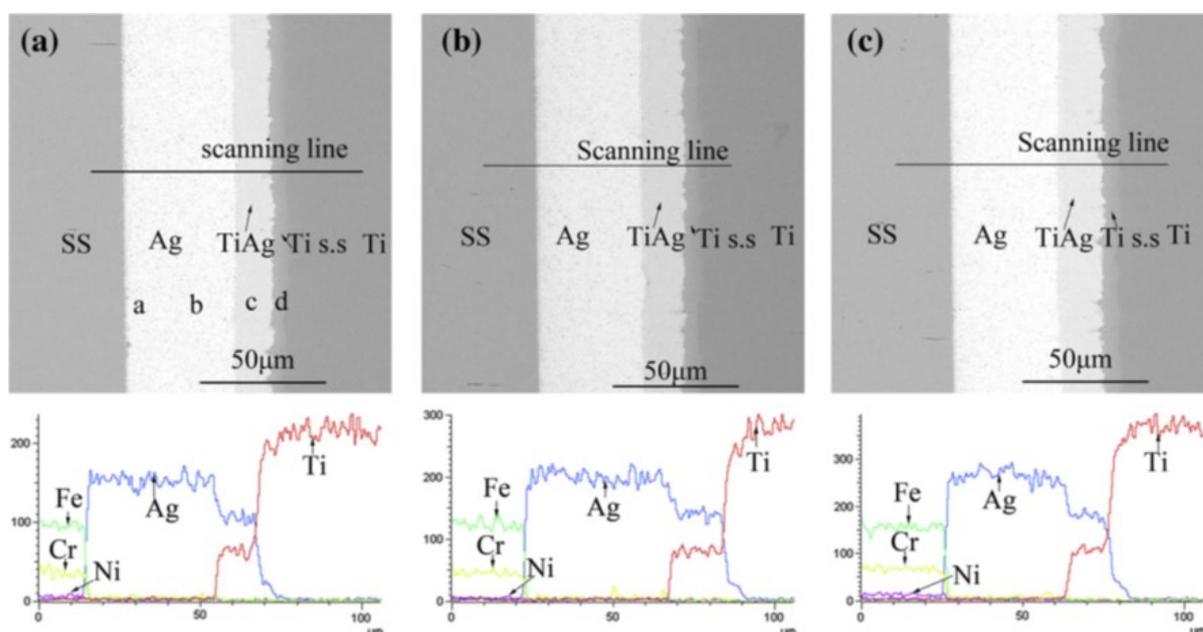


Рисунок 1.6 – SEM BSE Изображение и результаты линейного EDS сканирования диффузионного соединения при а) 825 °С, б) 850 °С, в) 875 °С [65]

В другой работе [66] диффузионная сварка чистого титана с нержавеющей сталью AISI 304 через прослойку из чистого серебра проводилась в вакууме при 850°С в течение 10, 15 и 20 мин под давлением 8 МПа. Установлено, что прослойка чистого серебра может эффективно блокировать диффузию и взаимодействие между Ti и Fe. Полученные стыки состояли из подложки Ti, твердого раствора Ti–Ag, интерметаллической фазы TiAg, остатка прослойки Ag и нержавеющей стали. При растягивающей нагрузке разрушение происходило через оставшуюся прослойку Ag, что указывает на то, что интерметаллидная фаза TiAg не оказывает

отрицательного влияния на прочность соединений. Максимальная прочность на растяжение составила 421 МПа, которая заметно улучшилась по сравнению с предыдущими результатами [66]. В результатах работ [65; 66] указывается, что на поверхностях разрушения наблюдались обширные ямочки, указывающие на пластичность соединения при разрушении. Разрушение проходило по трещинам, образующимся в прослойке серебра во время испытаний на растяжения и участок TiAg не оказал существенного влияния на прочность соединения [65,66].

Соединение серебра AgCuZn применяют как присадочный металл при диффузионной вакуумной пайке Ti64 и нержавеющей стали [67]. В зоне пайки образуются различные интерметаллидные соединения, в основном комбинации CuTi и Fe–Cu–Ti. Количество интерметаллидных соединений увеличивается с повышением температуры и времени пайки. Было показано, что прочность соединения падает с увеличением времени и температуры пайки. Анализ микроструктуры разрушения выявил различную траекторию и морфологию трещин при различных температурах пайки, так при температуре пайки 800 °C разрушение проходит по прослойке, увеличение температуры приводит к появлению интерметаллидных соединений на поверхности разрушения [67].

В работе [68] проведено исследование диффузионной сварки двух разнородных материалов – Ti64 и бескислородной меди (БМ) - при низкой температуре. В качестве прослойки использовалась 30-мкм серебряная фольга, диффузионную сварку осуществляли в интервале температур 550...900 °C и времени 30...150 мин. Прослойка серебра предотвратила образование соединений Ti–Cu, на границе TC4/Ag образуются интерметаллидные фазы AgTi и AgTi₂, а на границе раздела Ag/БМ твердый раствор и плавное изменение состава серебра и меди (рисунок 1.7). Прочность при растяжении соединения TC4/Ag/БМ сначала вырастает и уменьшается по мере повышения температуры (рисунок 1.8) или времени сварки давлением.

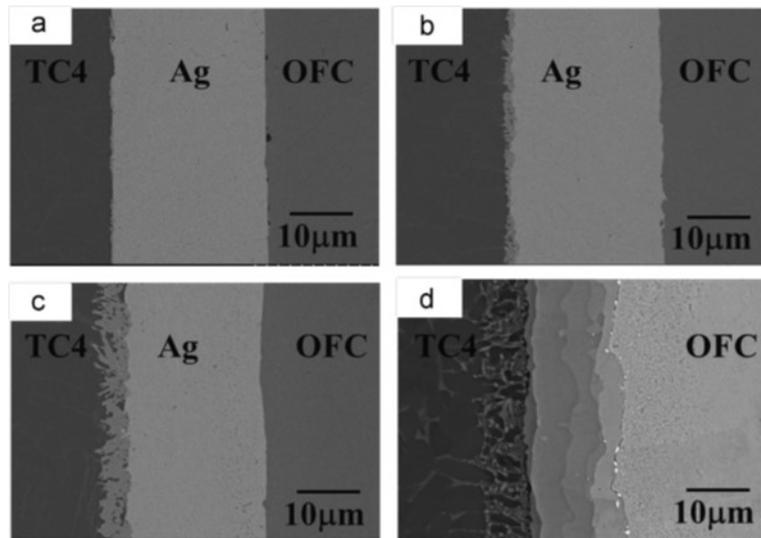


Рисунок 1.7 – Микроструктура сварного соединения в течение 60 мин при различных температурах: а) 650 °С, б) 700 °С, с) 750 °С, d) 800 °С [70]

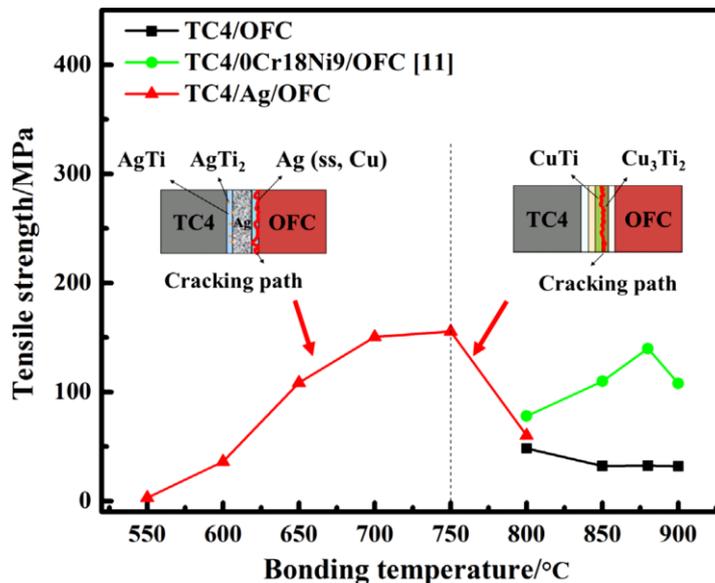


Рисунок 1.8 – Влияние температуры сварки на прочность при разрыве после соединения в течение 60 мин [68]

Соединение диффузионной сваркой давлением 10 МПа при 700 °С в течении 120 мин показало максимальную прочность на отрыв в 161,9 МПа [68]. Морфология разрушения показала, что инициирование и распространение пластического разрушения происходило на границе раздела Ag/БМ, которая являлась слабым местом соединения [68]. Прочность соединения на границе Ti64/Ag, где присутствуют интерметаллиды системы Ti – Ag, остается выше, чем прочность прослойки серебра и соединения серебро – медь.

В работах [69; 70] провели исследование диффузионной сварки давлением 1, 3 и 5 МПа титанового сплава Ti64 и нержавеющей стали AISI 304 с прослойкой из серебра. Диффузионную сварку в вакууме проводили при 700, 750 и 800 °C и времени выдержки 30, 60 и 90 мин при нагрузке 1, 3 и 5 МПа. Результаты работы показывают, что атомарная диффузия и миграция между Ti и Fe или Cr эффективно предотвращается путем добавления чистого Ag в качестве прослойки. Максимальная прочность на сдвиг в 149 МПа при пластичности 18% получена у образца сваренного при 800 °C под давлением 5 МПа в течение 60 мин [69], а при увеличении времени выдержки до 90 мин в работе [70] прочность составляет 158 МПа. Прочность соединения повышалась с увеличением температуры сварки давлением в пределах исследуемого диапазона. Увеличение прочности соединения авторы работы связывают с образованием интерметаллов типа TiAg на границе раздела [69; 70].

В работе [9] показаны результаты диффузионной сварки чистого титана с прослойками меди или серебра с длительным временем выдержки при высоких температурах. Так в случае сварки давлением через прослойку из серебра (Ag) при 980 °C в течении 10 ч, зона диффузии состояла из твердого раствора Ag в центре и области интерметаллида AgTi на границе с титаном. При увеличении температуры и времени (1030 °C, 30 ч) в центре диффузионной зоны образуется AgTi с небольшим количеством дисперсных включений AgTi₂, а рядом с ним эвтектоидная смесь твердого раствора Ti и AgTi. Максимальная прочность соединения через прослойку из серебра составила 160 МПа.

Разрушение соединений через прослойку из серебра происходило по границе серебра с железом [64-70].

1.4.2 Сварка давлением через прослойку из меди

Система титан – медь. В соответствии с рисунком 1.9, титан с медью, также, как и с железом, образуют систему с ограниченной растворимостью и эвтектоидным распадом β-фазы. В этой системе образуются интерметаллические соединения (Ti₂Cu, TiCu и TiCu₃, содержащие 39,88; 57,0 и 79,92 мас. % Cu

соответственно) и легкоплавкие эвтектики (при 66 и 43 % Cu с температурой плавления 885 и 955 °С). Максимальная растворимость меди в α -Ti составляет 2,1 мас. % и в β -Ti – 13,4 мас. % при 990 °С, растворимость титана в меди при 400 °С – 0,4 мас. %. В связи с этим при сварке плавлением меди с α -Ti при расплавлении обоих металлов не представляется возможным получение металла шва в пределах взаимной растворимости этих элементов. При расплавлении этих металлов неизбежно образование легкоплавких эвтектик и интерметаллических фаз, что обуславливает возникновение трещин в сварных соединениях [71].

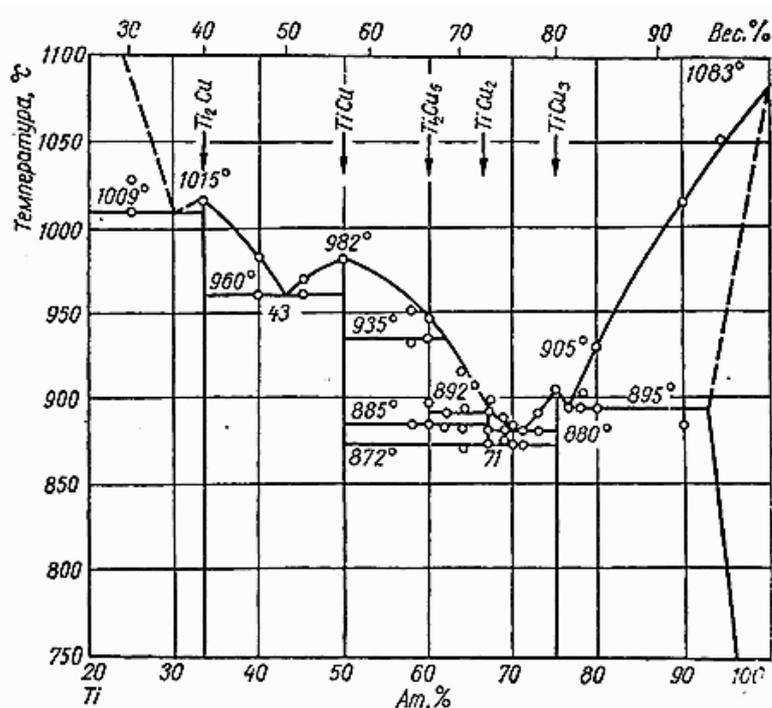


Рисунок 1.9 – Диаграмма состояния системы Ti – Cu [71]

Система железо – медь. По вопросам сварки сталей с медью и ее сплавами опубликовано довольно большое количество работ. Это объясняется прежде всего разнообразием и трудностью задач, которые приходится решать в каждом конкретном случае.

Из диаграммы состояния бинарной системы железо – медь (рисунок 1.10) следует, что железо с медью сплавляется во всех соотношениях [72]. При этом максимальная растворимость меди в δ -железе составляет 6,5 %, в γ -железе 8 %, в α -железе 1,4 % при 850 °С. Медь растворяет в себе железо в следующих количествах: при температуре 1094 °С 4 %; при 650 °С 0,2 %.

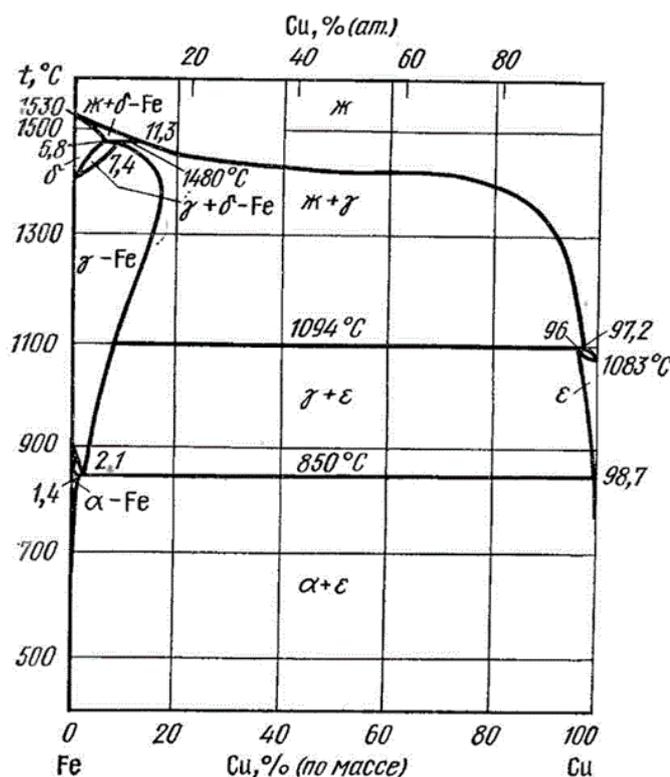


Рисунок 1.10 – Диаграмма состояния системы Fe – Cu [72]

При наплавке меди на аустенитную сталь 12X18H9T и их сварке наблюдается проникание меди в сталь. Наличие ферритной фазы в стали уменьшает проникание в нее меди, а содержание феррита более 30 % в аустенитно-ферритной стали – полностью устраняет. Предварительный подогрев стали 12X18H9T до температуры 800 °C вызывает выделение ферритной фазы. Проникновение меди при этом снижается [72; 73; 74].

Была высказана следующая гипотеза [74]: трещины при наплавке меди на сталь образуются в результате совместного действия жидкой меди, проникающей в микронадрывы, которые возникают при кристаллизации матричной фазы – стали (эффект Ребиндера), и термических напряжений растяжения.

Проведено множество работ по соединению сплавов на основе титана и сталей через прослойку меди [75 – 83]. Сварку давлением осуществляли в интервале температур 800...1000 °C в интервале 30...180 мин при давлении 3...4 МПа. Типичная микроструктура соединения представлена на рисунке 1.11. В зоне соединения присутствуют интерметаллиды системы титан – медь и титан – железо при всех температурах сварки.

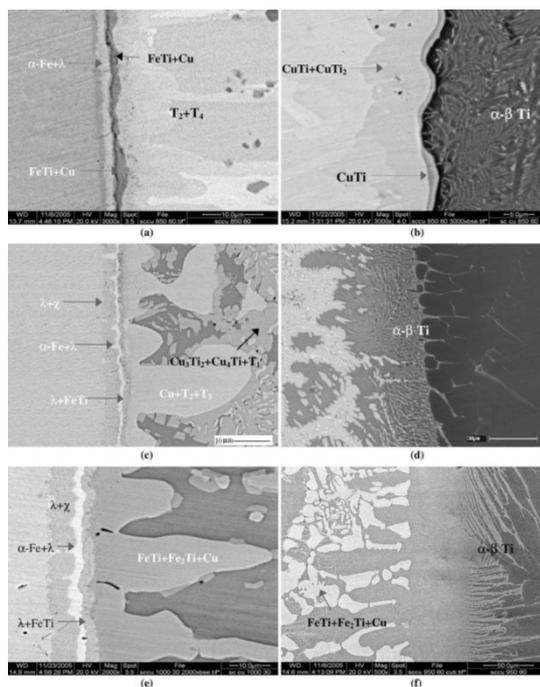


Рисунок 1.11 – Изображение BSE образцов после процесса в течение 60 мин при а) 850 °С, граница нержавеющая сталь / медь; б) 850 °С, граница медь / титан; с) 900 °С, граница нержавеющая сталь / медь; д) 900 °С, граница медь / титан; е) 950 °С, граница нержавеющая сталь / медь; и ф) 950 °С, граница медь / титан [75]

В работах [75; 76; 82] показаны результаты получения соединений диффузионной сваркой чистого титана и нержавеющей стали AISI 304 или углеродистой стали AISI 1008. Наибольшая прочность соединения в 320 МПа получена после диффузионной сварки при 900 °С в течение 1 час. В работах указывают на высокие значения микротвердости в диффузионной зоне соединения. На границе соединения титан/медь происходит образование интерметаллидов системы Ti – Cu (рисунок 1.11). В области соединения титан становится двухфазным и при повышении температуры или времени процесса сварки происходит увеличение этой зоны. На границе сталь – медь наблюдали прослойки λ фазы, смеси $\lambda+\chi$ фаз, и наличие интерметаллидов системы Ti – Fe. С увеличением температуры количество интерметаллидов TiFe и Ti₂Fe увеличивается. Разрушение соединения происходит по границе титан/медь. При этом рентгеноструктурный анализ поверхностей разрушение подтверждает наличие интерметаллидов систем Ti – Fe и Ti – Cu (рисунок 1.12) [75].

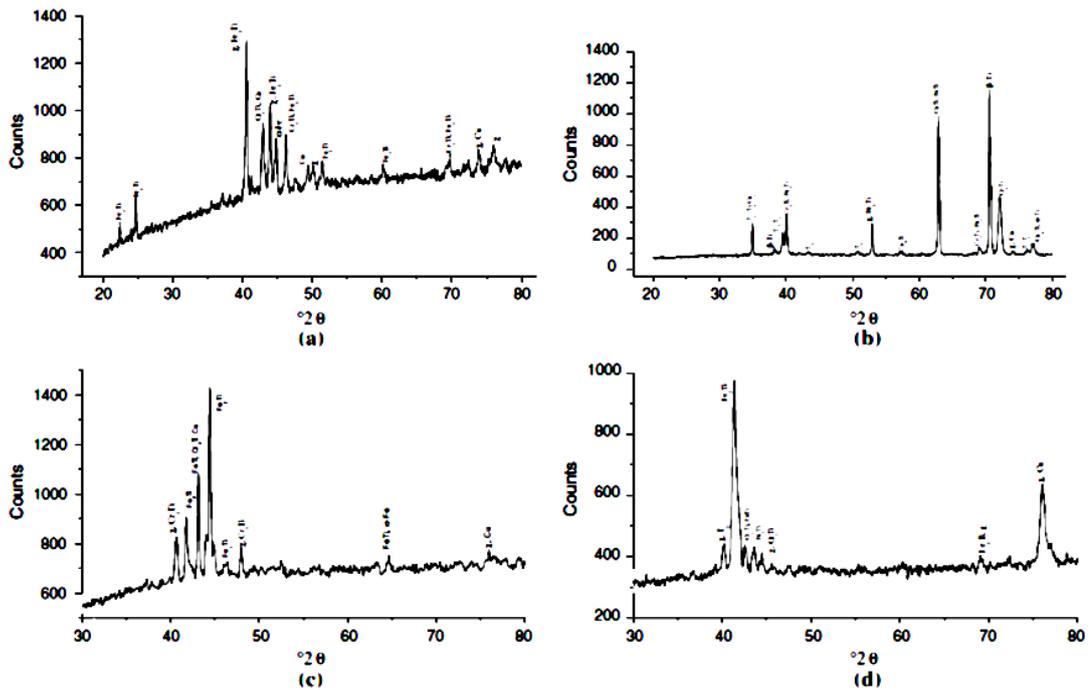


Рисунок 1.12 – Результаты рентгено-фазного анализа с поверхностей разрушения образцов сваренных при 900 °С в течении а) и б) 60 мин, и с) и д) 120 мин [75]

В работе [77] проведена диффузионная сварка титанового сплава Ti6Al4V и нержавеющей стали AISI 304 через прослойку из меди. Соединение получали в среде аргона при температуре 800, 900 и 1000 °С в течение 50...150 мин и давлении 1 МПа. Авторы описывают область соединения после диффузионной сварки как 7 зон, расположенных от нержавеющей стали до титанового сплава. При этом в каждой зоне присутствуют структуры, отличающиеся от структуры исходных материалов, а сами зоны располагаются слоями с отчетливыми границами в области соединения. Слои эти состоят из смеси или отдельных интерметаллидов системы Ti – Cu (CuTi, CuTi₂, CuTi₃, Ti₃Al, Cu₄Ti₃, Cu₃Ti₂, Ti₃₃Cu_{67-x}Fe_x) и Ti – Fe (TiFe). Было определено напряжение на срез исследуемых соединений, максимальное значение составило 118 МПа на образце, полученном после сварки давлением при 870 °С в течение 90 мин [77].

Диффузионную сварку титанового сплава и меди в среде аргона провели в работе [79]. Сварку осуществляли в температурном интервале 875...900 °С в течение 15...60 мин. Авторы отмечают высокий уровень микротвердости в зоне соединения, что связывают с образованием интерметаллидов в процессе

диффузионной сварки. Для определения механических свойств проводили испытание на срез и установили, что наилучшие свойства показывает образец после соединения при 890 °С в течение 60 мин.

1.4.3 Диффузионная сварка через прослойку из никеля

Система титан – никель. Интерметаллидные соединения с титаном образует не только железо, но и другие элементы. Например, никель значительно снижает температуру плавления титана и образует с ним сравнительно низкоплавкую эвтектику (рисунок 1.13). Предельная растворимость никеля в β -титане при температуре 955 °С равна 11 %, а предельная растворимость никеля при температуре эктектоида не превышает 0,2 % [21].

Никель снижает температуру $\beta \rightarrow \alpha$ превращения. Однако зафиксировать при комнатной температуре β -твердый раствор в сплавах Ti – Ni не представляется возможным. При 770 °С происходит эвтектоидный распад с образованием α -фазы титана и интерметаллида Ti_2Ni [21].

Кроме интерметаллида Ti_2Ni в системе Ti – Ni образуется соединение $TiNi$ (50 % Ni). Это соединение кристаллизуется с открытым максимумом при температуре 1310 °С. С избытком никеля (61,5 % Ni) $TiNi$ образует эвтектику с температурой кристаллизации 1110 °С [21].

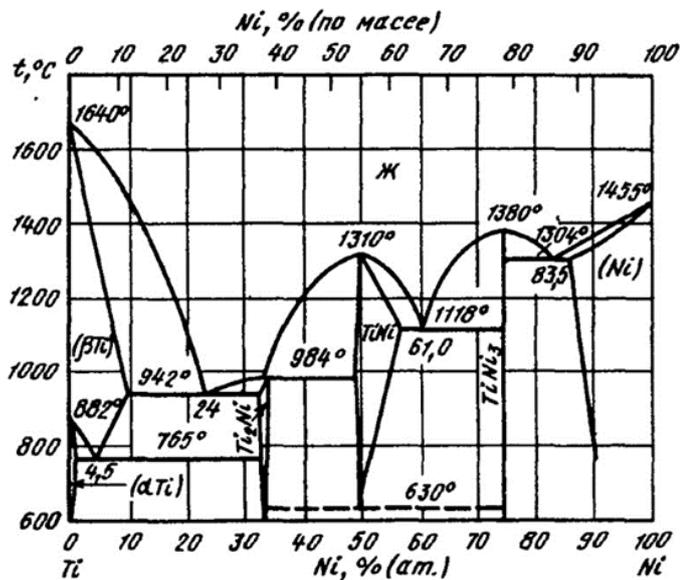


Рисунок 1.13 – Диаграмма состояния Ti – Ni [21]

При эвтектической температуре совместно кристаллизуется два соединения $TiNi$ и $TiNi_3$. Причем соединение $TiNi_3$ кристаллизуется также с открытым максимумом при температуре $1380\text{ }^{\circ}C$ [21].

Таким образом, при сварке титана с никелем, могут образовываться все три интерметаллида: Ti_2Ni , $TiNi$, $TiNi_3$. Из них только $TiNi$ обладает запасом пластичности при нормальной температуре, а двум другим – Ti_2Ni и $TiNi_3$ – свойственна высокая твердость и хрупкость [48].

Система железо – никель. Диаграмма состояния системы железо – никель, обобщающая результаты исследований, выполненных до середины 50-х годов, приведена на рисунке 1.14.

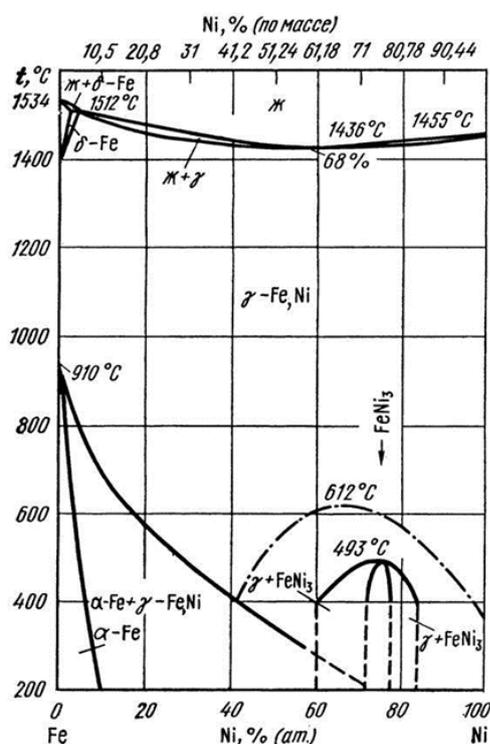


Рисунок 1.14 – Диаграмма состояния Fe – Ni [72]

$\gamma-Fe$ и никель образуют между собой непрерывный ряд твердых растворов. Никель, растворяясь в железе, повышает температуру $\gamma \leftrightarrow \delta$ -превращения от 1390 до $1512\text{ }^{\circ}C$; при этой температуре протекает перитектическая реакция $\delta + \text{ж} \leftrightarrow \gamma$. Максимальная растворимость никеля в $\delta-Fe$ составляет $3,24\%$ (ат.), перитектическая точка расположена при $4,3\%$ (ат.) Ni, а концентрация этого элемента в жидкой фазе равна $5,9\%$ (ат.). Сплавы системы кристаллизуются в

узком интервале температур, не превышающем 10 – 15 °С. Кривые ликвидус и солидус для сплавов с содержанием 5,9 – 100 % (ат.) Ni имеют вид слегка провисающей цепи с минимумом при 1436 °С и содержании 68 % (ат.) Ni. В точке минимума кривые соприкасаются [72].

Равновесная концентрация никеля в α -твердом растворе на основе железа при понижении температуры возрастает и при 300 °С достигает ~7,5 % (ат.). С понижением температуры значительно расширяется двухфазная область $\alpha + \gamma$, и при 300 °С граница $(\alpha + \gamma) / \gamma$ располагается при 56 % (ат.) Ni. Диффузионные процессы в сплавах системы ниже 500 °С крайне замедлены, поэтому установление граничных концентраций $\alpha / (\alpha + \gamma)$ и $(\alpha + \gamma) / \gamma$ сопряжено с большими экспериментальными трудностями [72].

По результатам исследований длительно отожженных сплавов ниже 500 °С установлено образование интерметаллического соединения FeNi₃ при содержании — 74 % (ат.) Ni. Образование этого соединения связано с упорядочением γ -твердого раствора, причем температура упорядочения, по данным различных исследователей, находится в интервале 493-503 ± 2 °С. Упорядочение γ -твердого раствора при соотношении компонентов 1 : 1 не было экспериментально подтверждено [72]. При 345 °С протекает эвтектоидная реакция: $\gamma \leftrightarrow \alpha + \text{FeNi}_3$; эвтектоидная точка расположена при 52 % (ат.) Ni; твердый раствор на основе соединения FeNi₃ обладает широкой областью гомогенности: – 20 % (ат.) при 300 °С [72]. Равновесное фазовое состояние сплавов, соответствующее диаграмме, как правило, не реализуется в производственных условиях быстрого охлаждения [72].

Системное исследование соединения титана и нержавеющей стали через прослойку из никеля проведено в работах [1 – 3; 84; 85]. Диффузионную сварку давлением 3 МПа проводили в интервале температур 800...950 °С при времени выдержки 1...3 часа. Проведен подробный анализ микроструктуры зон соединения. На границе соединения никель/титан образуются от титана к никелю (рисунок 1.15): видманштеттовая структура $\alpha + \beta - \text{Ti}$ при каждой температуре сварки, Ti₂Ni, TiNi, TiNi₃. При температуре соединения 900 °С в зоне соединения нержавеющая сталь/никель обнаружены интерметаллиды FeTi, (Fe,Cr)₂Ti, тогда как никелевая

прослойка растворяется в смесь $\alpha+\beta$ – Ti и Ti_2Ni . Все обнаруженные интерметаллиды подтверждены с помощью РСА анализа. Авторы показывают, что диффузионная активность титана в нержавеющей стали снижается в присутствии хрома, ссылаясь на работу [86]. Сравнивают зоны разрушения со стороны прослойки, для образца, сваренного при 800 °С, излом проходит по слою Ti_2Ni , а также предполагают наличие пор, для образца, сваренного при 900 °С, излом проходит по прослойке и содержит Fe, Cr, Ti, Ni – предполагают разрушение проходит по фазам $\lambda + FeTi + \beta - Ti$ [84].

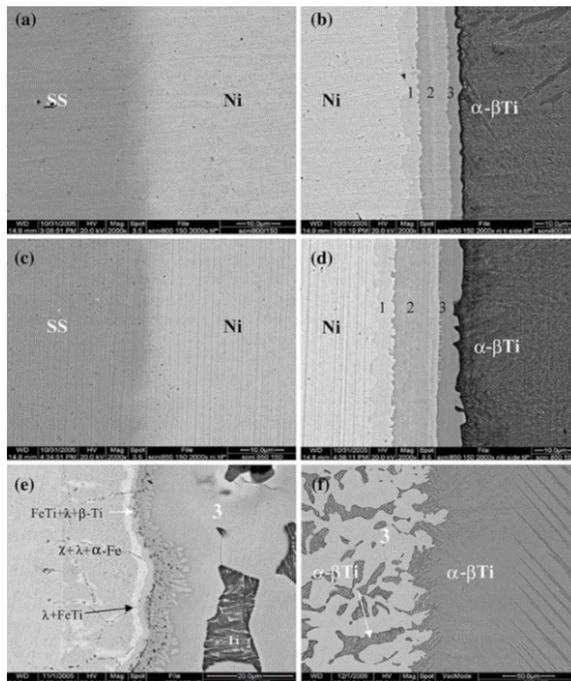


Рисунок 1.15 – Изображения SEM-BSE переходных соединений, обработанные при: (а) 800 °С, граница SS-Ni; (б) 800 °С, граница Ni – Ti; (с) 850 °С, граница SS-Ni; (d) 850 °С, граница Ni – Ti; (е) 900 °С, граница SS-Ni; и (f) 900 °С, граница Ni – Ti. 1 → $TiNi_3$, 2 → $TiNi$, 3 → Ti_2Ni [84]

Кроме чистого титана, исследовали соединения титановых сплавов с нержавеющей стали через прослойку из чистого никеля в интервале температур 700...800 °С в течении 1 ч. Установили, что максимальная прочность соединения составляет 206 МПа, а разрушение проходит по границе соединения $Ni_3Ti - Ni$ (рисунок 1.16) [4].

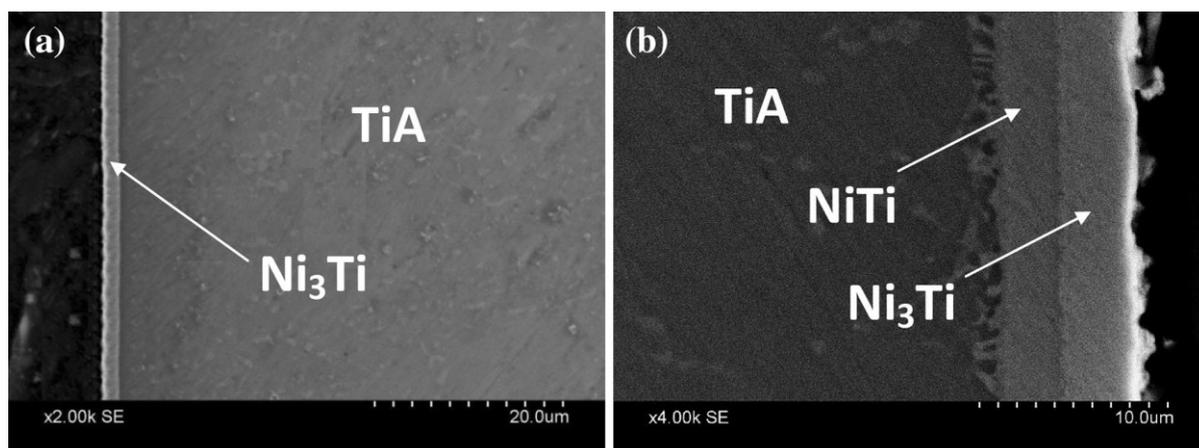


Рисунок 1.16 – Траектория разрушения стороны TiA диффузионно-связанных образцов, обработанных с использованием 3 МПа в течение 60 мин при (a) 973 К (700 °C) (b) 1048 К (775 °C) [4]

В работе [5] показаны результаты диффузионной сварки давлением титанового сплава Ti-6Al-4V (Ti64) и нержавеющей стали 304 с использованием прослойки из никеля. Диффузионную сварку осуществляли под давлением 4 МПа при температуре 750 °C в течение 30...120 мин. Увеличение времени выдержки приводит к перераспределению толщины слоев интерметаллидов: толщина TiNi уменьшается, а TiNi₃ увеличивается; общая толщина диффузионной зоны увеличивается. В промежутке времени с 75 мин до 105 мин полностью отсутствует интерметаллид TiNi. Максимальная прочность соединения составляет 382 МПа после сварки при температуре 750 °C в течение 60 мин. Разрушение проходит по границе TiNi₃ – Ni.

1.4.4 Сварка давлением через прослойки из сплавов или комбинации металлов

Существуют различные варианты сварки давлением с помощью прослоек. Так возможно использование комбинации из нескольких прослоек, или проведение электрического тока через свариваемые заготовки, а также встречаются работы по сварке через сплавы металлов, как в случае серебра. При сварке давлением через многослойные прослойки образуется несколько зон диффузионного соединения, которые будут оказывать влияние на прочность соединения. Использование сплавов требует подробного исследования влияния легирующих элементов на свойства соединения.

Существуют исследования диффузионных соединений титана и никеля после пропускания электрического тока через свариваемые заготовки [87; 88]. В работе [87] рассматривают соединение никеля и титана при пропускании электрического тока в процессе соединения. Диффузия изучена в зависимости от времени выдержки при температуре 500...700 °С под действием тока силой 10 А (рисунок 1.17). При длительном отжиге в 10 ч при 500°С в зоне соединения отсутствует интерметаллид TiNi. Показано, что постоянный ток в 10 А при температуре 500 °С ускоряет образование и рост интерметаллидных фаз TiNi₃ и TiNi, а фаза Ti₂Ni увеличивается уже из-за образования фазы TiNi. Скорость диффузии зависит от материала анода. Так толщина слоев интерметаллидов больше, если в качестве материала анода выбран титан.

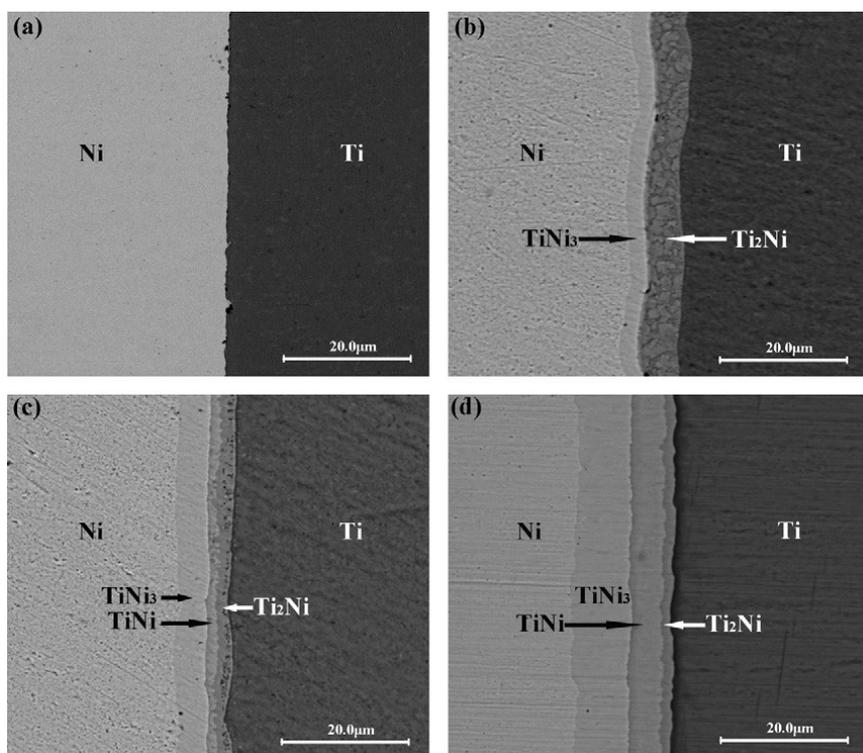


Рисунок 1.17 – SEM изображения границ раздела пар Ti – Ni, отожженных при различной температуре. (a) только соединенные; (b) 500 °С / 10 ч; (c) 600 °С / 10 ч; (d) 700 °С / 10 ч [87]

Исследована кинетика образования и роста интерметаллидных фаз в зоне соединения титан – никель с пропусканием электрического тока силой 800...1200 А при температурах 600...900 °С в течение 5...50 мин [88]. Рост интерметаллидных

фаз Ti_2Ni , $TiNi$ и $TiNi_3$ происходил по параболическому закону с повышением времени выдержки. Для образования интерметаллида $TiNi$ необходим инкубационный период, а механизм образования $TiNi_3$ отличается, так как инкубационного периода не требуется. Было показано, что электрической ток высокой плотности приводит к увеличению толщины интерметаллидов. Направление тока же в этом случае не имеет значения, как в случае тока низкой плотности [87].

В работе [20,89] сварку давлением титанового сплава ПТ-3В и нержавеющей стали 08Х18Н10Т проводили через прослойку из ультрадисперсного порошка (УДП) никеля. Предел прочности в 310 МПа получен после сварки давлением при температуре 790 °С в течение 5...20 мин.

В работе [6] проведено исследование образования соединения нержавеющей стали и титанового сплава Ti-6Al-4V (Ti64) через прослойку из никелевого сплава (15,6 % Fe) при температурах 800...950 °С, определены составы зоны диффузии и прочность соединения. Наивысшей прочностью в 560 МПа в этой работе обладают образцы, полученные сваркой при температуре 900 °С. При всех температурах сварки давлением в области титановый сплав / никелевый сплав присутствуют сплошные слои интерметаллидов $TiNi$, Ti_2Ni , $TiNi_3$, толщина слоев различна. По мере повышения температуры увеличивалась толщина каждого слоя интерметаллидов. Сопоставляя время, толщину слоя и температуру, была определена энергия активации роста слоя, скорость роста слоя и постоянная роста. Наибольшая энергия активации роста наблюдается у интерметаллида Ti_2Ni . В зоне образования интерметаллидов повышается микротвердость, однако не определены твердости каждого из интерметаллидов. В области MDSS (микродуплексной нержавеющей стали) / никелевый сплав развивается диффузия и образуется полнокровный состав (соответствует γ - фазе), значение микротвердости которого выше, чем у нержавеющей стали.

В работе [8] показаны результаты сварки давлением упрочняемой нержавеющей стали 17-4 PHSS и титанового сплава Ti64. В качестве прослойки использовали сплав никеля с 8,6% Fe, 16,7 % Cr и 0,3% Al толщиной 150 мкм.

Провели анализ состава зон соединения. В области сталь / сплав никель при сварке 875 °С 45 мин происходит резкое изменение состава, но не наблюдается образования фаз. При более высокой температуре 900 °С и времени более 30 мин к рассматриваемой границе диффундирует титан и происходит образование различных фаз на основе Ti – Fe – Cr и Ti - Ni. В зоне прослойки наблюдается смесь $Fe_2Ti + Ti_2Ni$. В области титановый сплав/сплав никель в зоне близкой к прослойке образуется фаза $Fe_5Cr_{35}Ni_{40}Ti_{15}$. Хром не диффундирует в зону интерметаллида Ni_3Ti . Разрушение происходит по границе прослойка/титановый сплав, в зоне фазы Ti_2Ni , или смеси $Fe_2Ti + Ti_2Ni$ для образцов, сваренных при температуре 900 °С и времени более 30 мин.

Прочность соединения титана и стали через прослойки из сплавов на основе никеля составила 560 МПа [6] и 525 МПа [8], что значительно выше прочности соединения при использовании чистого никеля. Однако зона соединения существенно не отличается, и разрушение во всех случаях проходит по границе прослойка / титановый сплав.

В работе [90] сварку давлением титанового сплава Ti-6Al-4V и нержавеющей стали 0Cr18Ni10Ti через прослойку ниобия проводили прокаткой при температурах 800...1050 °С. В результате на границе соединения ниобия и нержавеющей стали с повышением температуры сварки появляются поры и трещины. Толщина диффузионных областей и интерметаллидных слоев на границе ниобий / нержавеющей сталь увеличивается с повышением температуры. Образцы после сварки при температуре ниже 1000 °С разрушаются по границе титановый сплав – ниобий, при температуре выше 1000 °С - по границе ниобий – нержавеющей сталь. Наибольшая прочность соединения в 417,5 МПа получена после сварки прокаткой при 900 °С.

В работе [91] провели диффузионную сварку в вакууме нержавеющей стали и чистого титана через прослойку Nb при температурах 800...1000 °С и давлении 3 МПа в течение 0,5 ч. Микроструктура после сварки давлением показана на рисунке 1.18. Авторы отмечают наличие измененного слоя в титане, толщина которого увеличивается с ростом температуры сварки. Со стороны стали при температуре

950 °C и выше образуется слой интерметаллидов системы SS – Nb. Максимальная прочность соединения составила 297 МПа у образцов после сварки при 900 °C. Разрушение образцов в результате механических испытаний происходило по границе нержавеющая сталь / ниобий.

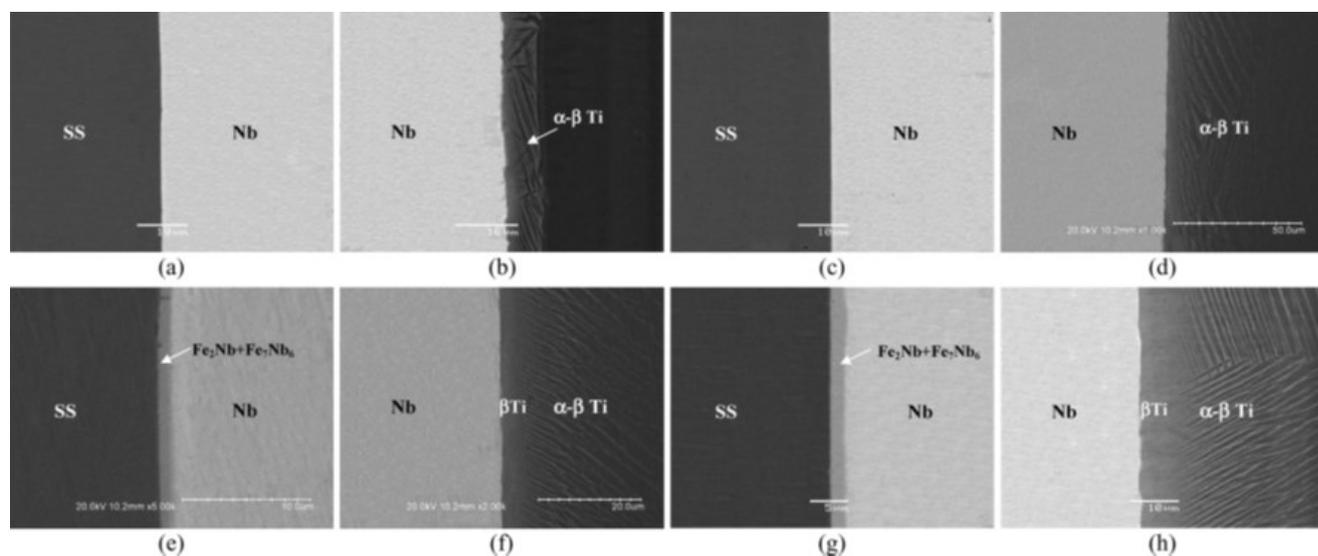


Рисунок 1.18 – SEM-BSE изображения диффузионных соединений при более высоком увеличении, обработанные при (a) и (b) 850 °C; (c) и (d) 900 °C; (e) и (f) 950 °C; (g) и (h) 1000 °C [91]

В работе [92] провели исследование диффузионного соединения чистого титана и нержавеющей стали AISI 321 с использованием прослойки Nb-Cu-Ni, при этом Nb был в контакте с титаном. Интервал температур сварки составил 825...900 °C при давлении 10 МПа и времени выдержки 60 мин, а при 850 °C изучали влияние времени сварки в интервале 15...60 мин. В зоне сварки присутствует измененный слой $\alpha+\beta$ – Ti, интерметаллиды не были обнаружены (рисунок 1.19). Прочность соединения составляет 300 МПа после сварки при 850 °C в течении 30...45 мин, при этом разрушение происходит по границе Cu-Nb.

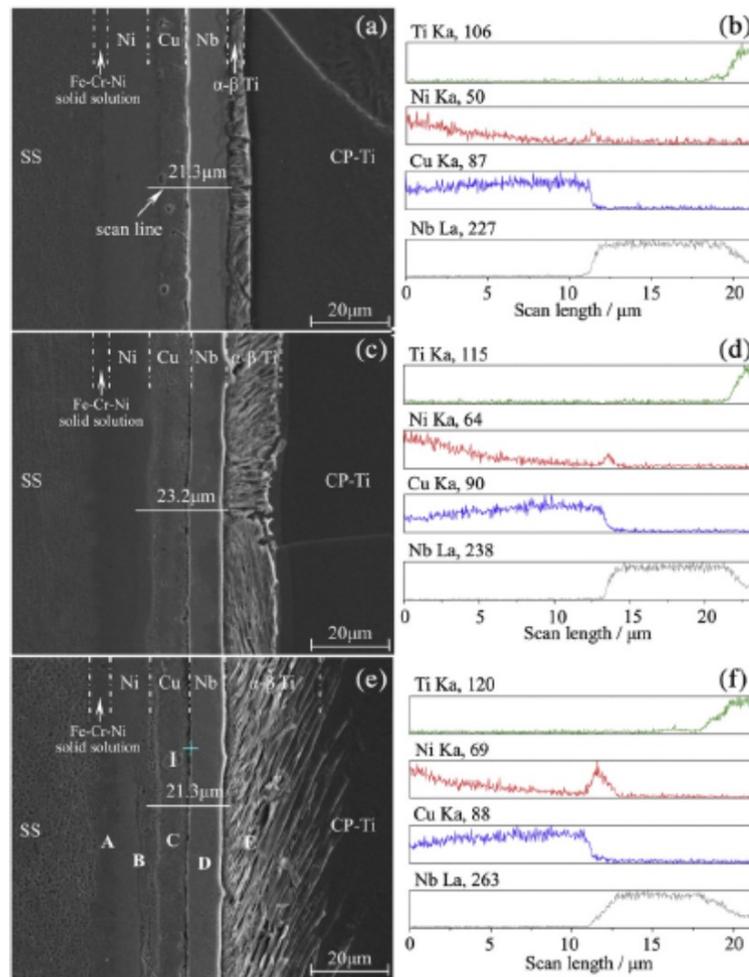


Рисунок 1.19 – Микроструктура и профили концентрации элементов в зоне соединения при (a, b) 850 °C, (c, d) 900 °C и (e, f) 950 °C в течение 45 мин. [92]

В работе [93] исследовали влияние температуры диффузионной сварки на фазовые превращения в диффузионных соединениях из дуплексной нержавеющей стали и Ti-6Al-4V (Ti64), используя одновременно прослойки из никеля (Ni) и меди (Cu) толщиной 150 мкм каждая. Исследование провели в интервале температур 875...950 °C в течение 60 минут при одноосном давлении 4 МПа в вакууме. После диффузионной сварки при 875 °C на границе титановый сплав / медь присутствуют слои интерметаллидов Cu_4Ti , Cu_2Ti , Cu_4Ti_3 , CuTi и фазы CuTi_2 ; однако, границы нержавеющей стали-никель и никель-медь были свободны от каких-либо интерметаллидных соединений (рисунок 1.20). При повышении температуры выше 900 °C прослойка меди не является эффективным барьером для диффузии титана, и обнаружены интерметаллиды системы Ti-Ni, а при повышении температуры выше 950 °C титан проникает до границы никель / нержавеющая сталь, и

обнаружены интерметаллиды системы Ti-Fe. Максимальная прочность на сдвиг ~ 377 МПа была получена после сварки давлением при 875 °С, и прочность соединения постепенно снижалась с увеличением температуры сварки за счет увеличения толщины интерметаллидных соединений в диффузионной зоне [93]. Авторы определили, что образец, сваренный давлением при 875 °С, при испытании на растяжение разрушался по интерметаллиду Cu_4Ti на границе раздела Cu/Ti64. В образцах после сварки давлением при 900 и 925 °С разрушение в результате испытаний происходило по интерметаллиду Ni_3Ti на границе раздела Ni/диффузионная область Ni+Cu+Ti64; однако при 950 °С морфология излома указывала на хрупкость, и трещина проходила, по-видимому, через фазу ρ на границе раздела DSS-(DSS+Ni+Cu+Ti64).

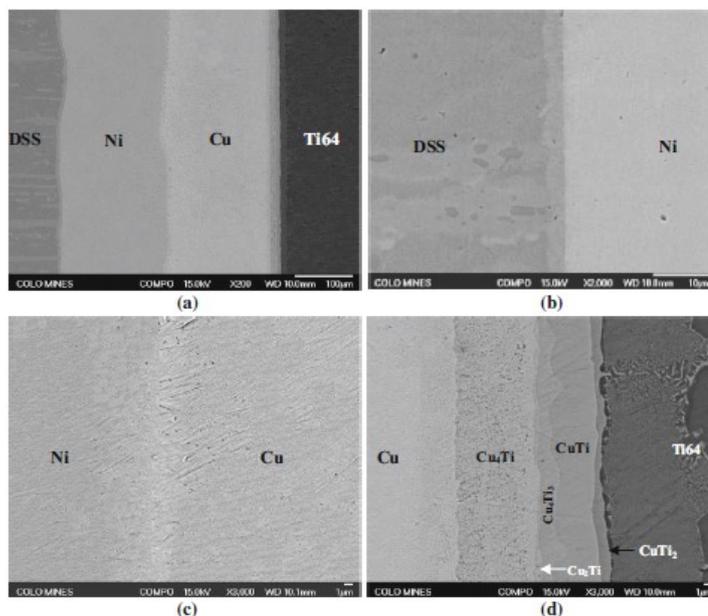


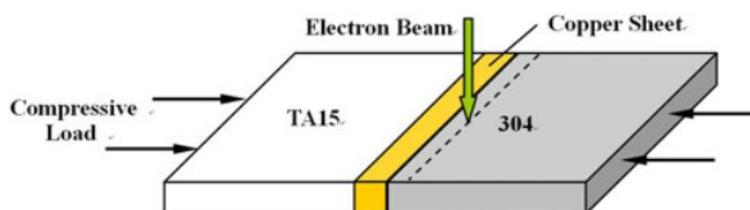
Рисунок 1.20 – SEM-BSE изображения после процесса диффузионной сварки при 1148 °С: а) соединения DSS / Ni / Cu / Ti64, б) границы DSS / Ni, в) границы Ni / Cu, и д) границы Cu / Ti64 [93]

Рассмотрим работы, посвященные сварке плавлением титанового сплава TA15 и нержавеющей стали AISI 304 с использованием медной прослойки [78; 80; 81].

В работе [80] проведено исследование распределения тепла и микронапряжений в процессе электро-лучевой сварки. Рассчитаны коэффициенты

теплопроводности и термического расширения, а также модули упругости свариваемых материалов. Определены температуры в области шва на различном расстоянии от очага сварки с учетом времени от момента начала сварки. Методами математического моделирования рассчитаны и построены профили распределения напряжений в области сварного шва. Использование медной прослойки приводит к снижению остаточных напряжений. Моделирование показало, что распределение температуры несимметрично в боковых профилях и для соединений Ti/Fe и Ti/Cu/Fe оно выше в титановом листе, чем в листе нержавеющей стали. Прослойка меди уменьшает пиковую температуру в соединении Ti/Fe так же, как среднее значение температуры. При этом на стороне нержавеющей стали возникают большие растягивающие напряжения [80]. Использование прослойки меди позволяет снизить продольные и поперечные напряжения, возникающие в зоне сварки.

В работах [78; 81] показано влияние координаты пятна электронного луча на качество сварного шва. При направлении луча непосредственно в зону контакта титанового сплава и нержавеющей стали без прослойки меди соединения материалов не происходит [78]. При наличии медной прослойки в контактной области образуется литая структура, в состав которой входят интерметаллиды системы Ti – Fe – Cu. Прочность соединения составляла 234 МПа [78]. При смещении сваривающего луча в сторону листа стали и движении луча параллельно сварному шву образуется более надежное соединение прочностью 300 МПа. Для обеспечения сварки необходимо прикладывать усилие в 1000 Н для обеспечения контакта листов (рисунок 1.21).



В результате такой схемы сварки в зоне соединения титановый сплав – медь не происходит расплавления и образуется характерное диффузионное соединение.

Образуется две зоны соединения на границах металлов: со стороны титанового сплава, где образуются слои интерметаллидов системы Ti – Cu, и зона соединения со стороны нержавеющей стали, где образуется литая структура смеси железа и меди [81].

Проведена сварка давлением чистого никеля и титана в вакуумной печи и затем обжатие на 20 % прокаткой [94]. Максимальная прочность соединения после сварки давлением при температуре 760 °C в течение 45 мин и составила 440 МПа. Повышение температуры сварки привело к снижению прочности. На всех образцах разрушение проходило по интерметаллидным слоям границы Ti – Ni.

В работе [95] исследовали соединение титана и никеля ($d=220$ мкм) при 900 °C в течение 1 часа под давлением 1 МПа. Затем проводили борирование в твердой среде. Обнаружена диффузия бора в никель и образование частиц Ni_2B и Ni_3B . На микроструктуре сварного шва Ni – Ti видны зоны соединения, однако авторы детально не исследуют эти зоны.

В работе [96] исследовали соединение меди и нержавеющей стали с использованием прослойки из никеля ($d=100$ мкм). После сварки при 900 °C максимальная прочность на срез при комнатной температуре составила 140 МПа.

В работе [9] показаны результаты диффузионной сварки чистого титана с прослойками меди или серебра с длительным временем выдержки при высоких температурах. При использовании Cu в качестве прослойки после диффузионной сварки при 900 °C в течение 10 ч в зоне соединения образуется твердый раствор Cu–Ti, зона различных интерметаллидных соединений и твердый раствор Ti–Cu. Однако при температуре 1000 °C и выше в области соединения не было обнаружено сплошной зоны интерметаллидов, появились только эвтектические смеси и твердые растворы Ti–Cu. Максимальная прочность на растяжение соединения через прослойку из меди составила 502 МПа [9].

Сварку давлением через две прослойки Cu и Nb провели в работе [97]. Сварка осуществлялась при 850...950 °C давлением 5 МПа в течение 90 мин. В процессе нагрева при температуре 750 °C в течение 20 мин на заготовки прикладывали давление в 30 МПа для обеспечения надежного контакта свариваемых материалов.

Максимальная прочность на отрыв составила 489 МПа после сварки при 900 °С в течение 90 мин. Разрушение при механических испытаниях образцов после сварки давлением при температурах ниже 900 °С проходило по границе Cu/Nb, после сварки давлением при температуре 950 °С образцы разрушались по сложной границе, в зоне разрушения присутствуют интерметаллиды системы Ti – Fe и Ti – Cu.

В результате диффузионной сварки давлением 2 МПа при температуре 550...650 °С в течение 2 часов в вакууме [98] через Al прослойку в зоне соединений с титаном не происходит образования интерметаллидов. При этом на границе нержавеющей стали – алюминий до температуры 600 °С образуются интерметаллиды типа FeAl₆, Fe₃Al и FeAl₂. При повышении температуры до 650 °С на границе нержавеющей стали - алюминий образуются интерметаллиды FeCr и Fe₃Ni₂. В исследуемом интервале температур в зоне сварки не обнаружено интерметаллидов системы Ti – Fe, однако на границе нержавеющей стали – алюминий образуются интерметаллиды системы Fe-Al и устойчивый диффузионный слой.

Увеличение времени сварки давлением от 15 мин до 3 часов при температуре 650 °С приводит к увеличению толщины слоя интерметаллидов на границе нержавеющей стали / алюминий [99]. При этом авторы [99] обнаружили интерметаллиды TiAl+TiAl₃ на границе Ti / Al, и увеличение времени выдержки при сварке увеличивает толщину этих интерметаллидов. Максимальная прочность на отрыв соединения составила 266,6 МПа и разрушение проходило по границе Ti / Al.

Существуют идеи пайки с использованием аморфных присадочных материалов, например, Ti-Zr-Cu-Ni-V [91]. Типичная зона соединения пайкой при 930 °С в течение 15 мин состоит из титанового сплава/видманштетова структура/β-Ti+ Ti₂Cu/(Ti, Zr)₂(Cu, Ni)/Ti(Cu, Ni)₂ + TiFe/TiFe₂ (выше Cr)/α-(Fe, Cr) + τ/γ-(Fe, Ni) + σ/ матрица 316L нержавеющей стали. Максимальная прочность на сдвиг 70 МПа была получена после пайки при 960 °С, 25 мин. Анализ разрушения показал, что трещины инициируются на границе раздела (Ti (Cu, Ni)₂ + TiFe)/TiFe₂, а затем

распространяются по зоне $TiFe_2$ и $\alpha-(Fe, Cr) + \tau$ с расщеплением и рисунком межзеренного разрушения (рисунок 1.22). Секционированная морфология поверхности разрушения обусловлена деформацией соединения и неравномерным распределением нагрузки в пределах зазора.

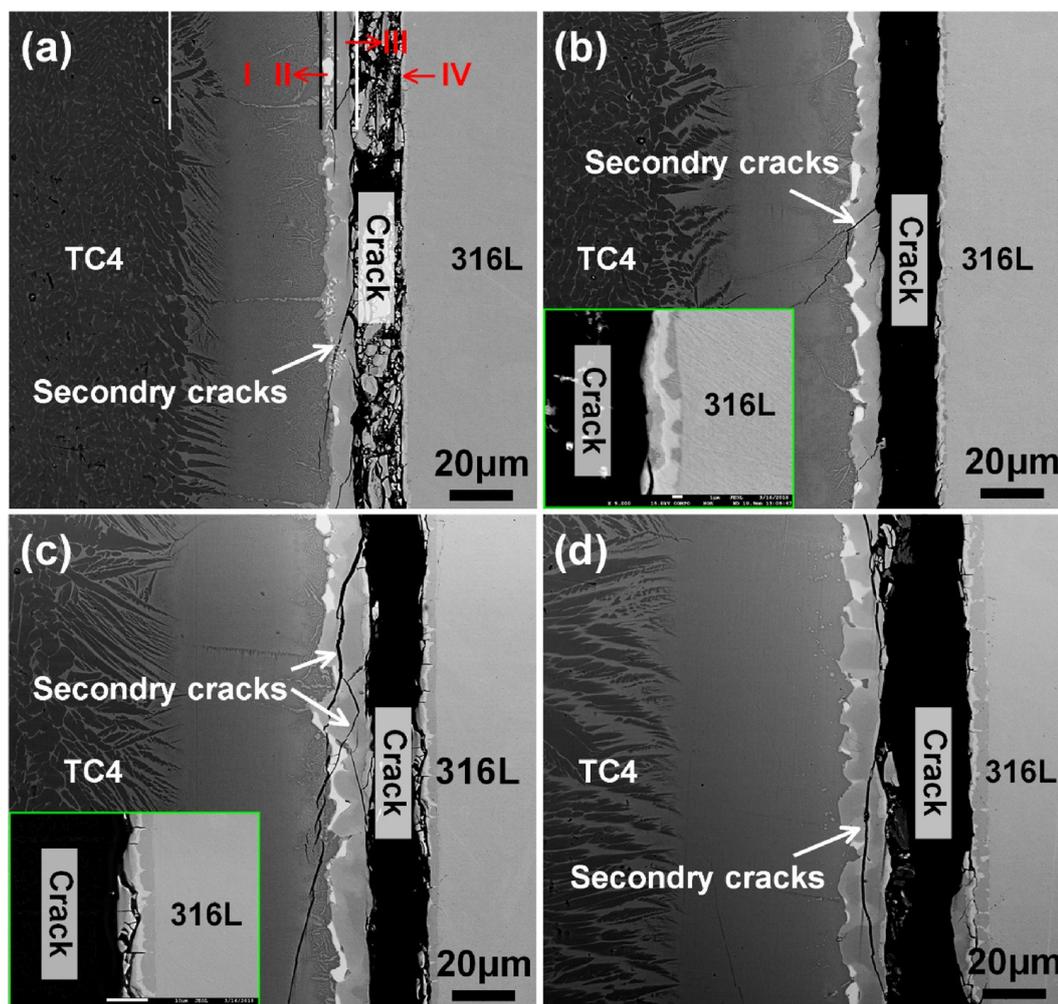


Рисунок 1.22 – Изображения поперечного сечения поврежденного соединения, спаянного в течение 15 минут при различных температурах пайки: а) 900 °С, б) 930 °С, в) 960 °С, г) 990 °С [91]

1.5 Диффузионная зона и разрушение соединений через прослойки

Основная проблема получения качественного соединения титановых сплавов и нержавеющей стали заключается в образовании хрупких интерметаллидных соединений в диффузионной зоне на границе с титановым сплавом. Взаимная диффузия между титаном и нержавеющей сталью осуществляется миграцией атомов одного химического вида поперек плоскости соединения и вызывает

образование интерметаллидов на основе Fe – Cr – Ti и Fe – Ti в зоне реакции; эти хрупкие интерметаллиды ухудшают механические свойства образованного соединения. Поэтому использование промежуточного материала, предотвращающего образование особо хрупких интерметаллидных фаз в процессе диффузионной сварки, имеет определяющее значение для качества сварного соединения.

При температурах сварки давлением выше 900 °С прослойки из чистого металла, или комбинации различных металлов, толщиной 300 мкм и менее не достаточно для формирования прочного соединения. В зоне контакта нержавеющей стали и прослойки присутствуют интерметаллиды системы Ti – Fe, и прочность соединения низкая. Соединения, полученные через прослойки из чистых металлов при температуре ниже 900 °С при механических испытаниях, разрушаются по границам соединения прослойки с одним из металлов. При этом на поверхности разрушения оказываются как интерметаллидные фазы, так и исходные свариваемые поверхности соединяемых материалов.

При сварке давлением через прослойку из серебра в зоне соединения титановый сплав / серебро образуются интерметаллиды AgTi и AgTi₂, однако разрушение образцов при механических испытаниях происходит по границе нержавеющей стали / серебро, и сами интерметаллиды не влияют на прочность соединения. В случае использования меди и никеля в диффузионной зоне образуются интерметаллиды системы или Ti – Cu или Ti – Ni, которые и обнаруживаются на изломе после механических испытаний. На прочность соединения оказывают существенное влияние свойства интерметаллидов, которые образуются в процессе сварки давлением. Так образующиеся фазы могут снижать прочность вследствие малой пластичности и высокой хрупкости, как в системе Ti – Fe. Но существуют интерметаллидные фазах пластичные, например соединения Cu — Al — Ni, Cu — Al, Ti — Ni, Ni — Al, Co — Ni, Ti — Nb, Ni — Co — Fe, Fe — Ni, но при этом в данных фазах будут протекать фазовые превращения в области комнатной температуры. Такие фазовые превращения могут приводить к существенному изменению КТР, что будет изменять прочность получаемых

соединений. Наиболее ярким примером является интерметаллидное соединение $TiNi$ с достаточно высокой пластичностью и эффектом памяти формы.

Хорошо исследовано соединение титановых сплавов и нержавеющей сталей через прослойку из никеля и его сплавов. В этой связи никель может быть рассмотрен как удобный модельный материал в качестве прослойки. Никель имеет высокую растворимость в железе в твердом состоянии, а в диффузионной паре никель – нержавеющая сталь не образуются особо хрупкие интерметаллидные фазы. В двойной фазовой диаграмме $Ni - Ti$ с повышением содержания никеля формируются следующие интерметаллиды: Ti_2Ni , $TiNi$ и $TiNi_3$.

При использовании никелевой прокладки большое значение имеет режим сварки. Как показано выше, соединение титанового сплава и стали через никелевую прослойку получали при высоких температурах $T = 850-950$ °C. В результате этого из-за высокой диффузионной активности титана в никеле хрупкие интерметаллиды системы $Fe-Ti$ образовались даже на границе никель / сталь, что значительно снизило прочность соединения образцов. Для предотвращения диффузии титана в сталь необходимо снизить температуру или время соединения. При использовании наноструктурной прослойки никеля возможно снижение температур до $650...750$ °C, что позволит избежать образование интерметаллидов системы $Fe-Ti$, и прочность соединения может оказаться выше, чем после сварки давлением в интервале температур $T = 850-950$ °C.

Известно, что в интерметаллиде $TiNi$ при охлаждении в области температур $20...100$ °C из-за аустенитно-мартенситного превращения (АМП) происходит аномально сильное изменение коэффициента термического расширения (КТР) [11; 12; 100]. В процессе охлаждения интерметаллида $TiNi$ происходит цепочка превращений $B2 \rightarrow R$ (350 K), $R \rightarrow B19$ или $R \rightarrow B19'$ (330 K) (рисунок 1.23) [100]. Температура превращения зависит от концентраций никеля и титана в интерметаллиде, а также от размера зерна интерметаллида [13]. При этом происходит скачкообразное изменение КТР фазы $TiNi$. Однако надо учитывать, что АМП происходит в интервале температур, что приводит к скачкообразному прохождению термических деформаций, при сравнительно малых изменениях

объема. Данный эффект не происходит при изменении объема в случае охлаждения металлов без превращений. Такое превращение будет причиной образования высоких внутренних напряжений, что может приводить к образованию трещин в смежных слоях Ti_2Ni и $TiNi_3$ и снижению прочности соединения титановый сплав-нержавеющая сталь.

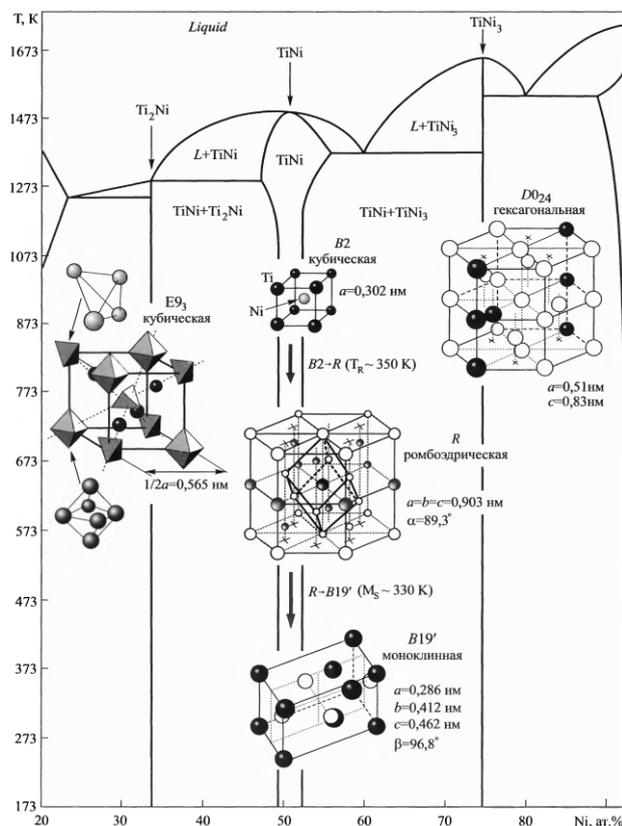


Рисунок 1.23 – Диаграмма состояния и кристаллические структуры системы Ti – Ni [100]

АМП фазы $TiNi$ будет проходить в диффузионной зоне и подавить его невозможно. Однако существуют способы повлиять на температуру АМП путем добавки различных элементов. В этой связи для улучшения прочности соединения представляется перспективным за счет легирования слоя $TiNi$ снизить температуру АМП ниже рабочих температур изделия. Известно, что наиболее сильно температуру АМП в $TiNi$ снижает Cr. Добавка ~ 1 ат.% Cr снижает температуру АМП в $TiNi$ почти на 150 °C (рисунок 1.24) [11]. Ожидается, что если вместо Ni использовать сплав Ni с Cr, то диффузия Cr в образующийся интерметаллид $TiNi$ приведет к снижению температуры АМП ниже комнатной температуры.

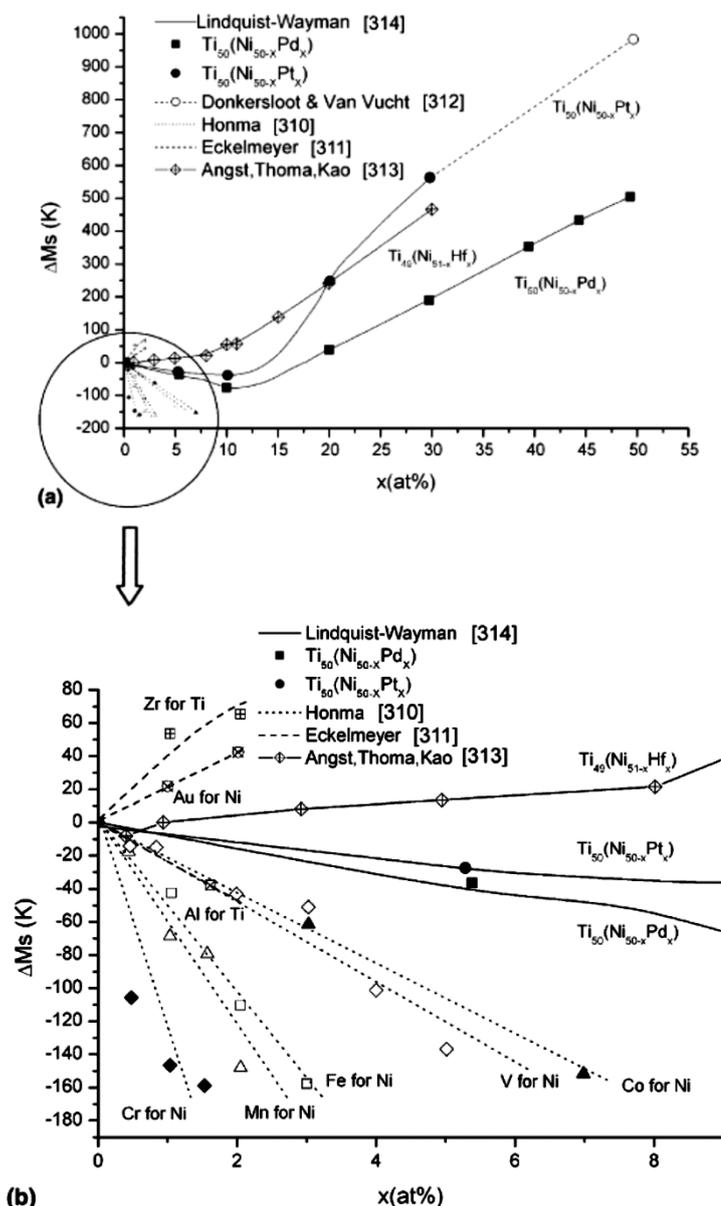


Рисунок 1.24 – Влияние легирования элементами Fe, Pd, Pt, Hf, Co, V, Mn Au, Zr, Al и Cr на температурный интервал мартенситного превращения в системе Ti-Ni: а) широкий спектр легирования б) узкий диапазон легирования (низкий уровень легирования). Данные были собраны из данных в ссылках (источниках), указанных на рисунке [11].

Увеличение прочности соединения титановых сплавов типа Ti64 и сталей MDSS или PHSS при использовании в качестве прокладки сплавов никеля с Cr, Fe, Mo и Al было обнаружено ранее [6; 8]. Однако авторы не анализировали эти результаты с точки зрения понижения температуры АМП. По-видимому, легирующие элементы прослойки снижают температуру АМП, о чем

свидетельствуют полученные высокие значения прочности. Кроме того, не исследовано влияние выдержки при низких температурах на механические свойства при комнатной температуре. Как было показано выше, использование сплава никеля с железом или хромом позволило поднять прочность соединения с 300 МПа до 500 МПа [6; 8]. При этом микроструктура границы соединения титана и прослойки существенно не изменилась, несколько изменились толщины интерметаллидов. Таким образом очевидно, что прочность соединения существенно зависит от состава и свойств интерметаллидов, образующихся в зоне контакта свариваемых металлов.

1.6 Выводы по главе 1

Обзор литературы показал, что оптимальным способом получения соединения титанового сплава и нержавеющей стали является диффузионная сварка в вакууме с использованием прослоек. На качество соединения существенное влияние оказывают интерметаллидные соединения, образующиеся в зоне соединения металлов. Многие авторы [1-8; 83-88] склоняются к использованию в качестве прослойки никеля, обладающего хорошей пластичностью и промежуточным значением коэффициента термического расширения между титановым сплавом и нержавеющей сталью. Однако образование в зоне соединения интерметаллидов зачастую снижает его механические свойства.

На качество соединения может оказывать влияние микроструктура прослойки. Использование наноструктурного никеля вместо использованного ранее никеля с крупнозернистой структурой может существенно изменять качество соединения титанового сплава и нержавеющей стали вследствие существенного повышения диффузионной активности металлов при его наноструктурировании [10].

Особое внимание при исследовании качества и природы разрушения соединения следует уделить изучению аустенитно-мартенситного превращения интерметаллида TiNi, так как оно может оказывать существенное влияние на

разрушение соединения титанового сплава и нержавеющей стали через никелевую прослойку, которое проходит в зоне образующихся титан-никелевых интерметаллидов. При этом целесообразно рассмотреть возможность введения хрома в зону соединения, так как известно, что это может эффективно снизить температуру начала аустенитно-мартенситного превращения интерметаллида TiNi, что может повлиять на качество получаемого соединения.

Таким образом, цель данной работы состоит в определении закономерностей формирования соединения сваркой давлением титанового сплава с нержавеющей сталью при использовании прослойки из никеля и никелевого сплава с различным размером зерна.

Для достижения поставленной цели в рамках настоящей работы необходимо решить следующие теоретические и практические задачи:

1. Определить влияние температуры сварки давлением на образование соединения титановый сплав ПТ-3В – прослойка никеля с различным размером зерна – нержавеющая сталь:

- 1.1. Исследовать микроструктуру и химический состав зон соединения титановый сплав ПТ-3В – прослойка и прослойка – нержавеющая сталь 12Х18Н10Т;

- 1.2. Изучить механические свойства сварного соединения титановый сплав ПТ-3В – прослойки – нержавеющая сталь 12Х18Н10Т при комнатной температуре;

2. Определить влияние температуры сварки давлением на образование соединения титановый сплав ПТ-3В – прослойка никелевого сплава Х2Н98 – нержавеющая сталь 12Х18Н10Т:

- 2.1. Исследовать микроструктуру и химический состав зон соединения титановый сплав ПТ-3В – прослойка и прослойка – нержавеющая сталь 12Х18Н10Т;

- 2.2. Изучить механические свойства сварного соединения при комнатной температуре;

3. Выявление структурных факторов, влияющих на разрушение соединения титанового сплава и нержавеющей стали через прослойку из никеля и сплава X2H98;

4. Определение влияния времени и нагрузки при сварке давлением на образование соединения титановый сплав ПТ-3В – наноструктурная прослойка из никеля и сплава X2H98 – нержавеющая сталь 12X18H10T;

5. Определение влияния температуры выдержки после сварки давлением на механические свойства соединения титановый сплав ПТ-3В – наноструктурная прослойка из никеля и сплава X2H98 – нержавеющая сталь 12X18H10T.

ГЛАВА 2. МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ

2.1 Материалы

Объектами исследования в данной работе являлись сплавы ПТ-3В, 12Х18Н10Т, никель НП-2, Х2Н98. Химический состав сплавов представлен в таблицах 1 – 3.

Таблица 2.1 – Химический состав сплава ПТ-3В, вес. %

Ti	C	Si	V	N	Fe	Al	Zr	O	H
91,232 - 95,3	до 0,1	до 0,12	1,2 - 2,5	до 0,04	до 0,25	3,5 - 5	до 0,3	до 0,15	до 0,008

Таблица 2.2 – Химический состав сплава 12Х18Н10Т, вес. %

Fe	Cr	Si	Mn	Ni	S	P	C	Cu
~67	17 - 19	до 0,8	до 2	8 - 9,5	до 0,02	до 0,035	до 0,12	до 0,3

Таблица 2.3 – Химический состав в % технического никеля НП-2

Ni+Co	Fe	C	Si	Cu	Примесей
до 99,5	до 0,1	до 0,1	до 0,15	до 0,1	всего 0,5

Таблица 2.4 – Химический состав сплава Х2Н98, вес. %

Ni	Cr
97,7±0,1	2,3±0,1

Таблица 2.5 – Механические характеристики исходных материалов

	12Х18Н10Т	ПТ-3В	Никель	Х2Н98
Микротвердость, ед. НV	198±16	280±24	160±26	165±32
Прочность, МПа	600±2	772±6	450...640	450...600

2.2 Методика сварки давлением

Размеры соединяемых заготовок составляли $5 \times 5 \times 16$ мм³. Схема сварки давлением представлена на рисунке 2.1. Сварку давлением образцов проводили на установке «АЛА-ТОО (тип ИМАШ 20-78)». Сварку давлением осуществляли поэтапно: прикладывали нагрузку, производили нагрев, последующую выдержку под давлением при температуре сварки, охлаждение (рисунок 2.2). Режимы сварки: давление $P = 4 \dots 16$ МПа, температура $T = 650, 700, 750$ и 850 °С, время сварки $t = 20, 60, 120$ и 180 мин, остаточное давление газов составляло 2×10^{-3} Па.

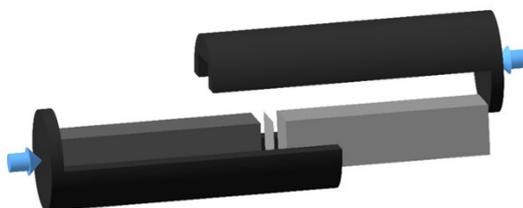


Рисунок 2.1 – Схема сварки давлением

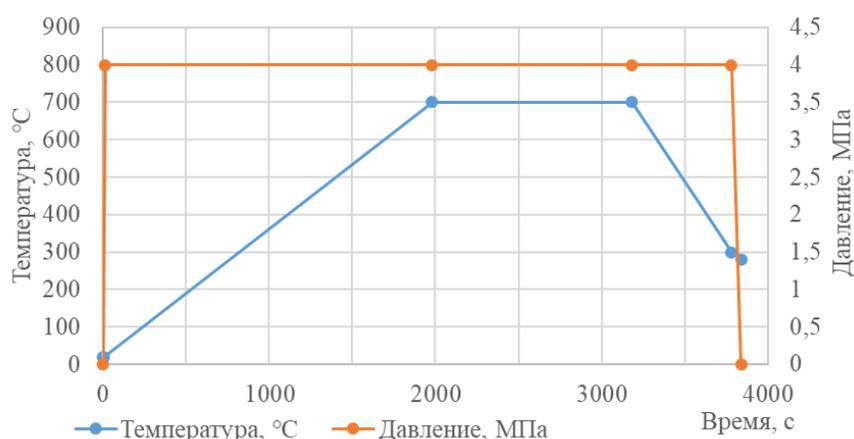


Рисунок 2.2 – Схема режима сварки давлением

2.3 Методика проведения интенсивной пластической деформации

Для получения в никеле и сплаве Х2Н98 ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры их деформировали методом кручения под квазигидростатическим давлением 5 ГПа, 5 оборотов [10; 101]. После деформации кручением получали пластины в виде дисков диаметром 10 мм и толщиной 0,2 мм.

2.4 Методика приготовления косых шлифов

Полученные после сварки соединения разрезали на образцы на электроэрозионном станке «АРТА 120». Для металлографических исследований и измерения микротвердости по глубине из полученных образцов изготавливали косые микрошлифы. Глубину рассчитывали по следующей формуле:

$$h = b \cdot \sin \alpha, \quad (1)$$

где h – истинное расстояние, b – видимое расстояние, α – угол вырезки образца.

Косые микрошлифы получили с помощью электроэрозионного станка «АРТА 120». Схема вырезки представлена на рисунке 2.3, угол к поверхностям соединения составлял $\alpha = 30^\circ$ (рисунок 2.3). [44; 102].



Рисунок 2.3 – Схема подготовки косых шлифов

2.5 Металлографический и электронно-микроскопический анализ

Образцы шлифовали абразивной шкуркой постепенным уменьшением зернистости от Р120 до Р4000. После шлифовки образцы механически полировали на алмазных пастах различной зернистости и суспензии оксида кремния OP-S (Struers) с размером абразива 0,04 мкм. Проводили электротравление образцов в растворе бутанола (200 мл) с HClO_4 (20 мл).

Фотографии макроструктуры после травления получали с помощью сканирования при разрешении 1536 dpi. Микроструктуру полированных и травленных образцов изучали с помощью оптической микроскопии (ОМ) на Olympus GX-51, а также с помощью растровой электронной микроскопии (РЭМ) Mira-3 Tescan в режимах обратно-рассеянных электронов (BSE) или вторичных электронов (SE). Химический анализ проводили с помощью приставки для энергодисперсионного анализа Oxford Instruments X-act.

При изучении микроструктуры исходной и после сварки давлением использовали также метод автоматического анализа разориентировок кристаллов по картинам Кикучи-линий (EBSD-анализ). Для этого использовали образцы после тонкой полировки суспензией. Шаг сканирования составлял 0,05–0,5 мкм. Малоугловые границы с разориентировкой менее 2° , учитывая погрешность EBSD-анализа, были исключены из рассмотрения. Оценивая долю большеугловых границ зерен (БУГ), принимали во внимание границы с разориентировкой более 15° . EBSD-анализ использовали также для оценки среднего размера рекристаллизованных зерен. Съемку проводили с помощью растровых электронных микроскопов Mira-3 Tescan, результаты обрабатывали с помощью программ Aztec и Inca. Все представленные карты EBSD представлены в цветах обратных полюсных фигур на стандартном треугольнике в направлении нормали к рисунку. На всех таких картах большеугловые границы зерен обведены черными линиями, малоугловые – белыми.

Для количественного анализа микроструктуры методом случайных и направленных секущих измеряли размер зерен D , толщину слоев интерметаллида d [103;104]. Абсолютную ошибку измерения рассчитывали по среднеквадратическому отклонению.

2.6 Рентгеноструктурный анализ

Рентгеноструктурные исследования проводили с целью определения фазового состава зоны соединения титанового сплава и прослойки (рисунок 2.4). Для этого использовали рентгеновский дифрактометр ДРОН-4. Съемку проводили с шагом $0,05\text{--}0,2^\circ$ и временем экспозиции до $\tau=30$ с. Использовали рентгеновские трубки с кобальтовым излучением $\lambda=1,78901$ А. Для индицирования и обработки данных использовали международные таблицы АСТМ и программы Outset и Difwin.

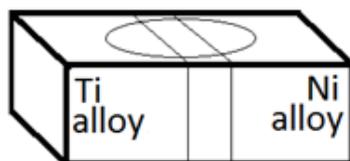


Рисунок 2.4 – Зона съёмки РСА

2.7 Методика определения микротвердости

Микротвердость по Виккерсу определяли стандартными измерениями, при которых в поверхность образца вдавливали алмазный индентор в форме четырехгранной пирамиды с углом при вершине равном 136° [105]. После удаления нагрузки, действовавшей некоторое время, измеряли диагональ отпечатка, оставшегося на поверхности образца. Число твердости HV определяли делением нагрузки на площадь боковой поверхности полученного пирамидального отпечатка. Поскольку угол при вершине индентора известен, то для вычислений использовали упрощенную формулу:

$$HV = 1,8544 \cdot \frac{P}{b^2} \quad (2)$$

где P – нагрузка, Н;

b – диагональ отпечатка, мм.

Минимальная толщина испытуемого образца должна превышать диагональ отпечатка в 1,2 (для сталей) и 1,5 (для цветных металлов и сплавов). Для получения достоверных средних значений HV на каждом образце выполняли не менее 10 замеров.

2.8 Методика проведения испытаний на растяжение

Испытания на растяжение проводили по стандартной методике на установке INSTRON 1114 при комнатной температуре со скоростью перемещения траверсы 1 мм/с. Приготовили плоские образцы (рисунок 2.5) длиной рабочей части 5 мм.

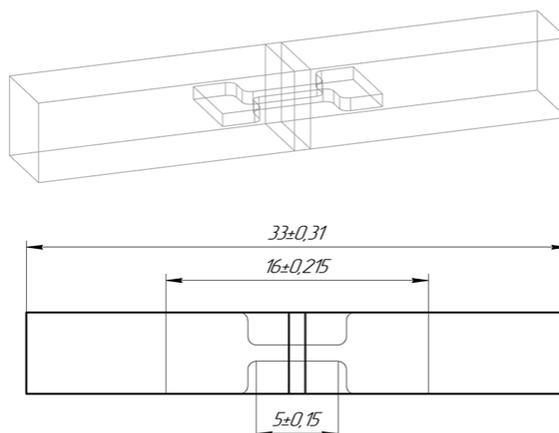


Рисунок 2.5 – Размеры образцов и схема вырезки образцов для механических испытаний

По результатам испытаний определяли временное сопротивление (предел прочности) σ_B (МПа) – напряжение, соответствующее наибольшей нагрузке, предшествующей разрушению образца:

$$\sigma_B = \frac{P_{max}}{F_0} \quad (3)$$

где F_0 – начальная площадь поперечного сечения образца, мм²;

P_{max} – максимальная нагрузка, Н.

Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$ согласно работам [106, 107] определяли графически. Для этого по оси удлинения от начала координат откладывали отрезок равный 0,2% от длины рабочей части образца. Через конец отрезка проводили прямую параллельную прямолинейному участку диаграммы растяжения. Ордината точки пересечения этой прямой и графика растяжения будет соответствовать условному пределу текучести.

Пластичность (относительное удлинение) рассчитывали по формуле:

$$\varepsilon = \frac{L_k - L_0}{L_0} \cdot 100 \quad (4)$$

где L_0 – исходная длина образца, мм;

L_k – конечная длина образца, мм;

ε – относительное удлинение, %.

2.9 Методика подсчета размера зерен

Универсальным и простым методом нахождения распределения зерен по размерам является модификация метода случайных секущих – метод хорд А.Г. Спектора. Определение проводили на матовом стекле микроскопа или на микрофотографии. При выбранном увеличении на исследуемой поверхности должно быть не менее 50 зерен. Если структура равноосная (структура, в которой зерно имеет приблизительно одинаковые размеры во всех направлениях), то на микрофотографии или на матовом стекле проводили в разных направлениях несколько прямых линий произвольной длины L_i (мм), которые заканчиваются на границах зерен (рисунок 2.6).

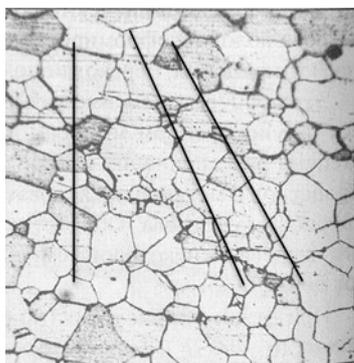


Рисунок 2.6 – Измерение среднего диаметра зерна: метод секущих

Каждая линия должна пересекать не менее 10 зерен. В противном случае длину линий увеличивали. Подсчитывали количество пересечений секущей с границами зерен n_i и определяли суммарную натуральную длину отрезков ΣL_i . Средний размер зерен d – это частное от деления суммы отрезков ΣL_i на суммарное число пересечений Σn_i :

$$d = \frac{\Sigma L_i}{\Sigma n_i} \quad (5)$$

2.10 Методика определения статистической погрешности измерений

При обработке результатов измерений микротвердости, микроструктурных данных использовали стандартную методику определения статистической

погрешности измерений. Абсолютная статистическая ошибка ε при данном объеме выборки, составляющем n измерений, определяли по формуле:

$$\varepsilon = |a - \bar{a}|, \quad (6)$$

где a – истинная средняя величина определяемого параметра;

\bar{a} – средняя арифметическая выборка.

Поскольку a неизвестна, то ε можно определить по формуле:

$$\varepsilon = t \cdot \sigma(a), \quad (7)$$

где t – нормальное отклонение при доверительной вероятности $P = 0,95$;

$\sigma(a)$ – среднее квадратичное отклонение средней арифметической выборки.

Среднее квадратичное отклонение $\sigma(a)$ находили следующим образом [104]:

$$\sigma(a) = \sqrt{\left(\frac{a_1^2 + a_2^2 + \dots + a_n^2}{n} - a_0^2\right) \cdot \left(\frac{n}{n-1}\right)}, \quad (8)$$

где a_0 – среднее арифметическое всех выборочных средних;

n – объем выборки.

ГЛАВА 3. СВАРКА ДАВЛЕНИЕМ ЧЕРЕЗ ПРОСЛОЙКУ ИЗ ЧИСТОГО НИКЕЛЯ

3.1 Крупнозернистая прослойка чистого никеля.

Сварку давлением титанового сплава ПТ-3В и нержавеющей стали 12Х18Н10Т через крупнозернистую (КЗ) никелевую прослойку проводили при температурах 650...850 °С в течение 20 мин под давлением 4 МПа. Полученные соединения разрезали на образцы и проводили анализ микроструктуры зоны соединения металлов (рисунок 3.1). При сварке давлением через прослойку образуются две диффузионные зоны соединения металлов, это зона соединения на границе титановый сплав / никель и на границе никель / нержавеющая сталь.

По изображениям микроструктуры определили, что на границе соединения никель – нержавеющая сталь образовалась межфазная граница между никелем и нержавеющей сталью, при этом после сварки при 650 и 700 °С общих зерен не наблюдали, на границе обнаружили поры и области не проваров (рисунок 3.1б). С повышением температуры сварки давлением до 750 °С на границе обнаружили общие зерна, которые появляются в процессе рекристаллизации наклепанного приповерхностного слоя, а также в результате повышения содержания никеля в нержавеющей стали при взаимной диффузии. После сварки давлением при температуре 800 °С наблюдали увеличение размера общих зерен.

В зоне соединения титановый сплав / никель наблюдали образование интерметаллидных слоев системы Ti-Ni (рисунок 3.1). В образцах после сварки давлением при температуре 650 и 700 °С обнаружили два слоя интерметаллида. На микроструктуре образцов, полученных после сварки давлением при температуре 750 °С, видим увеличение толщины слоев, появление третьего слоя интерметаллида, прилегающего к титановому сплаву. При температурах сварки давлением 750 °С и выше в зоне контакта титанового сплава и никеля в титановом сплаве обнаружили зону с измененной микроструктурой, ширина которой увеличивается с увеличением температуры сварки давлением.

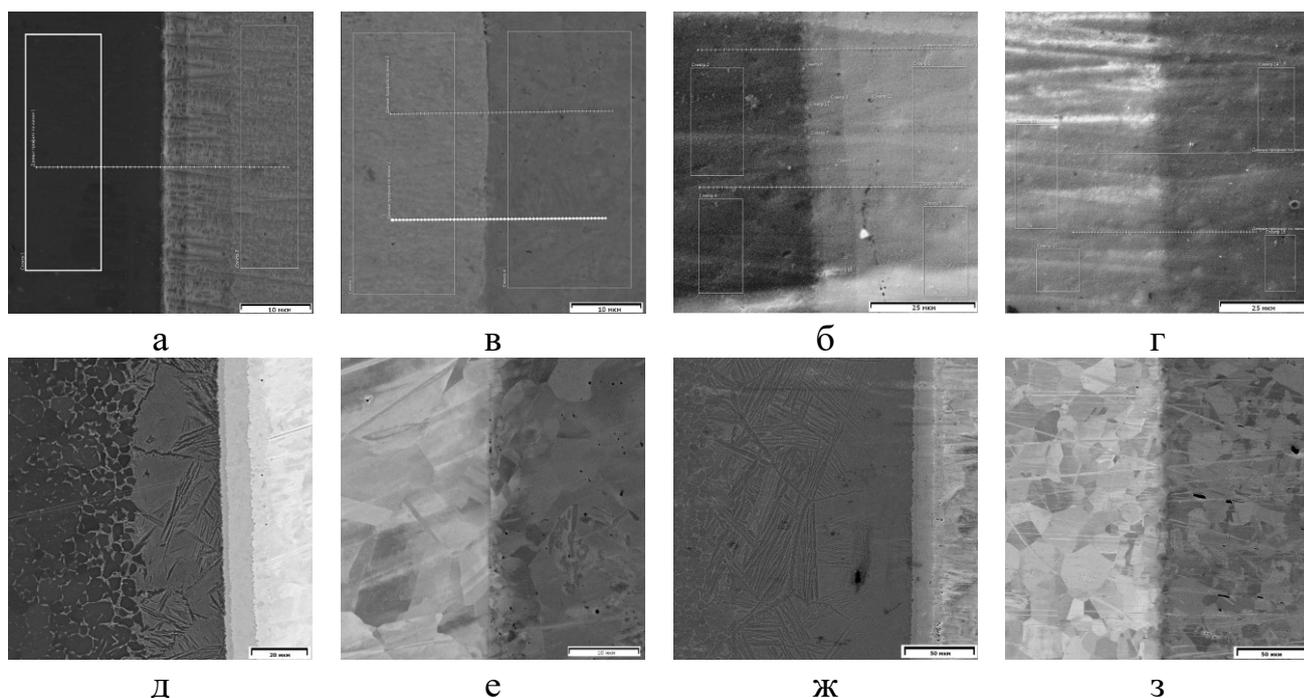


Рисунок 3.1 – Микроструктура зон соединения титановый сплав – КЗ никель – нержавеющая сталь после сварки давлением 4 МПа в течение 20 мин, а – ПТ-3В/никель 650 °С, б – никель/12Х18Н10Т 650 °С, в – ПТ-3В/никель 700 °С, г – никель/12Х18Н10Т 700 °С, д – ПТ-3В/никель 750 °С, е – никель/12Х18Н10Т 750 °С, ж – ПТ-3В/никель 800 °С, з – никель/12Х18Н10Т 800 °С

Получили результаты анализа состава зон соединения ПТ-3В / никель / 12Х18Н10Т по линии, проведенной в области соединения по нормали к поверхностям соединения (рисунок 3.2). На линиях состав – расстояние, проведенных в области соединения ПТ-3В / никель, с повышением температуры сварки давлением наблюдали участки постоянного состава (ступеньки), соответствующие составу интерметаллидных фаз системы Ti-Ni, между ступеньками изменение состава плавное. В этой области не обнаружено железа. В области соединения никель – 12Х18Н10Т таких ступенек не наблюдали, как и не обнаружен титан. Никель толщиной 200 мкм является эффективным барьером для диффузии титана к железу в исследуемом температурном интервале сварки давлением.

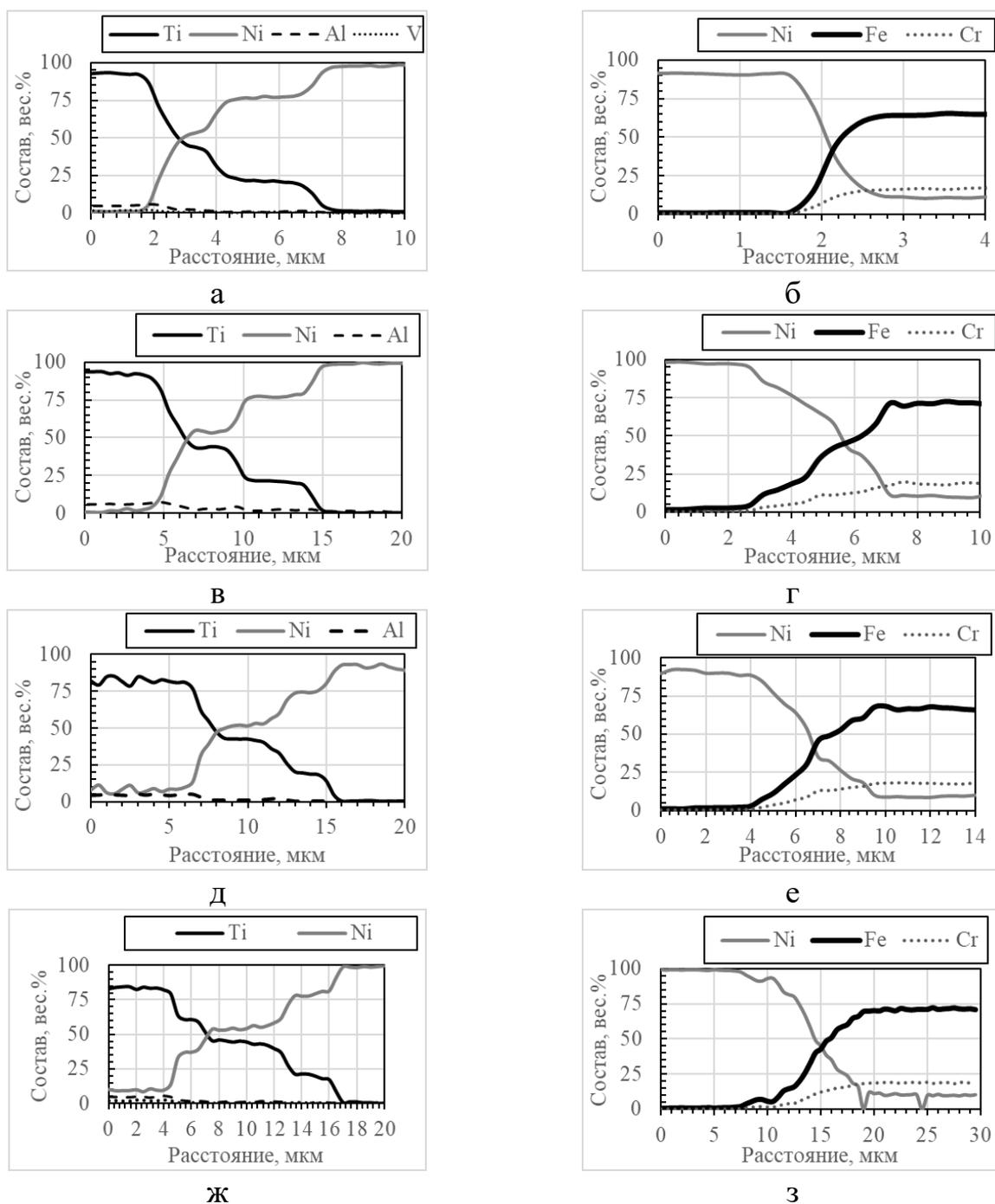


Рисунок 3.2 – Изменение химического состава в вес.% зоны соединения титановый сплав / КЗ никель / нержавеющая сталь после сварки давлением 4 МПа в течение 20 мин, а – ПТ-3В/ КЗ никель 650 °С, б – КЗ никель/12Х18Н10Т 650 °С, в – ПТ-3В/КЗ никель 700 °С, г – КЗ никель/12Х18Н10Т 700 °С, д – ПТ-3В/ КЗ никель 750 °С, е – КЗ никель/12Х18Н10Т 750 °С, ж – ПТ-3В / КЗ никель 800 °С, з – КЗ никель / 12Х18Н10Т 800 °С

С увеличением температуры сварки наблюдаем увеличение толщины слоев на границе ПТ-3В / КЗ никель в ряду: Ti_2Ni , $TiNi_3$ и $TiNi$ (рисунок 3.3). Слой Ti_2Ni имеет наименьшую толщину, так как формирование соединений на границе ПТ-3В / КЗ никель связано с диффузией никеля в титановый сплав, а слой Ti_2Ni расположен дальше всего от никеля.

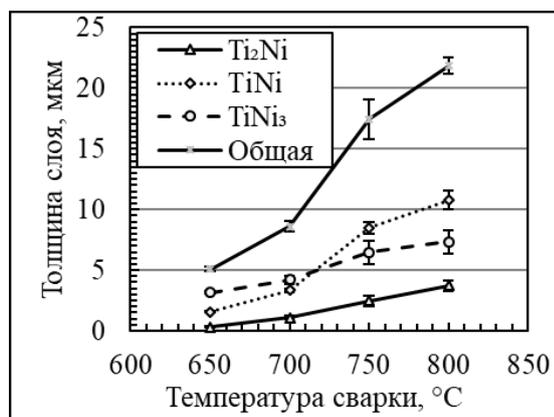


Рисунок 3.3 – Зависимость ширины интерметаллидных зон от температуры сварки давлением с прослойкой из КЗ никеля

Провели механические испытания на растяжение при комнатной температуре соединений, полученных сваркой давлением через прослойку КЗ никеля (рисунок 3.4). С повышением температуры сварки давлением прочность соединения возрастает до 380 МПа при 750 °C и затем падает. При установке на испытательную машину и выборке зазоров происходило разрушение образцов, полученных после сварки при температуре 650 °C.

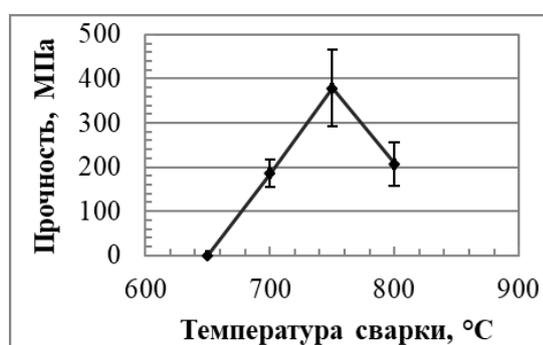


Рисунок 3.4 – Прочность на разрыв соединения ПТ-3В / КЗ никель / 12Х18Н10Т после сварки давлением 4 МПа в течение 20 мин

Для определения характера микроструктуры соединения на границе нержавеющей стали и КЗ никель провели EBSD анализ совместно с химическим

анализом зоны соединения. Так после сварки давлением при 650 °С в зоне соединения обнаружили общие зерна (рисунок 3.5), участки с общими зернами чередуются с участками, где общих зерен практически нет.

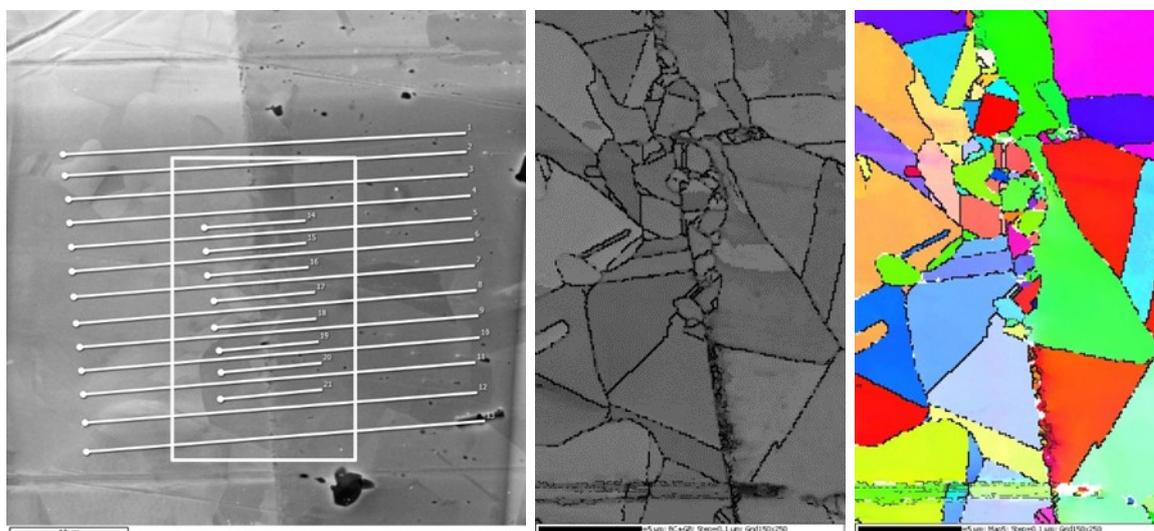


Рисунок 3.5 – Микроструктуры зоны соединения КЗ никель /12Х18Н10Т после сварки давлением при 650 °С, 4 МПа, 20 мин

На рисунке 3.6 и в приложении А показаны графики зависимости состава от расстояния в области границы, линии для измерения показаны на рисунке 3.5. В новых зернах наблюдали изменение содержания элементов без ступенек и плавно как в новых зернах меньшего размера, так и в крупных зернах.

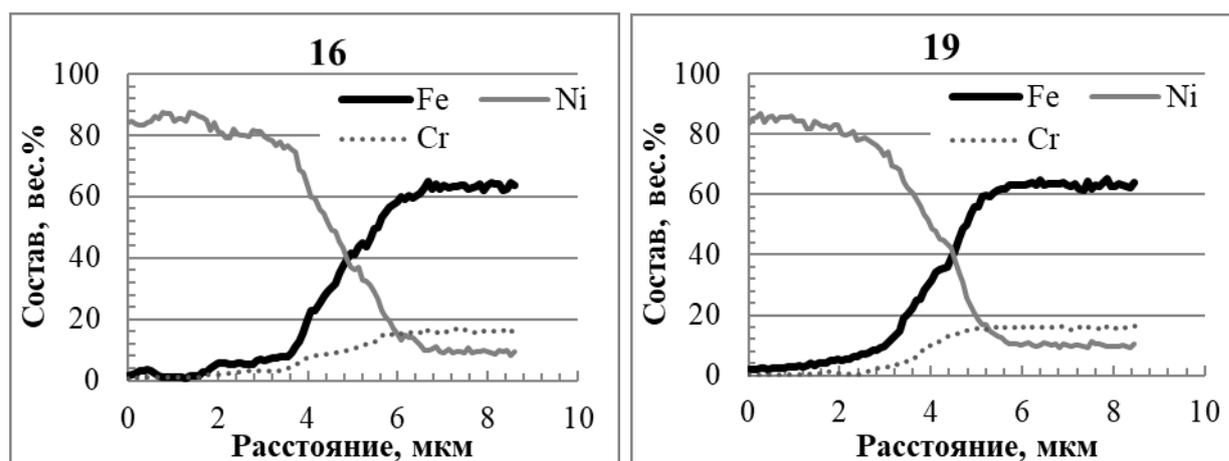


Рисунок 3.6 – Состав зоны соединения КЗ никель – 12Х18Н10Т после сварки давлением при 650 °С, 4 МПа, 20 мин по линиям, показанным на рисунке 3.5

При повышении температуры сварки давлением до 700 °С размер общих зерен увеличивается, как и ширина зоны диффузии, протяженность участков

границы с общими зернами стала больше, размер общих зерен стал больше (рисунок 3.7).

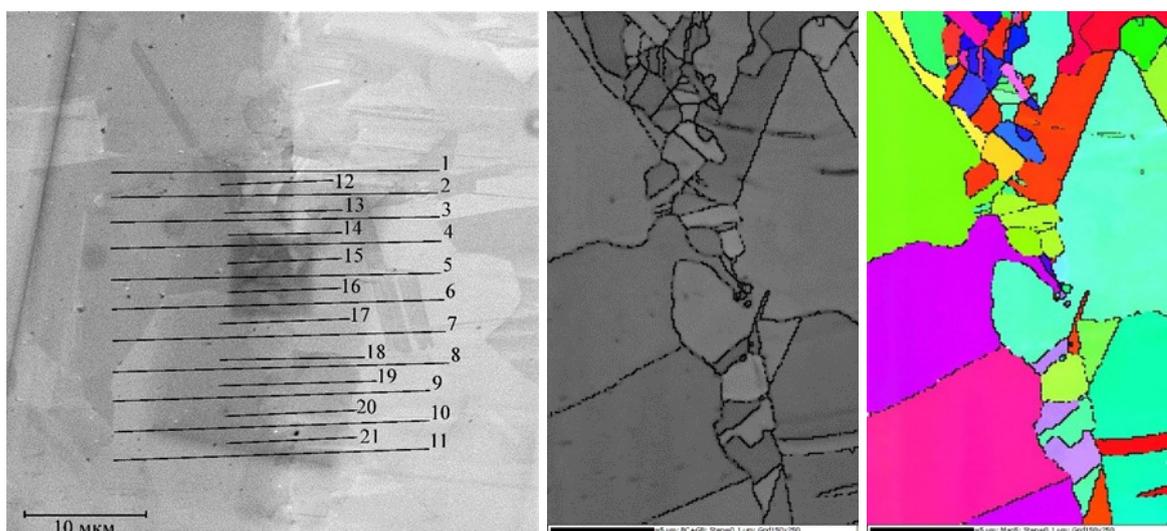


Рисунок 3.7 – Микроструктура зоны соединения КЗ никель – нержавеющая сталь после сварки при 700 °С, 4 МПа, 20 мин

На рисунке 3.8 и в приложении Б показали результаты анализа состава по линиям 14 и 16 (рисунок 3.7). Как видим, в отличие от соединения при 650 °С в зернах наблюдаем неравномерное изменение содержания никеля и железа. Во вновь появляющихся в приграничной области зернах образовался определенный состав элементов (Ni, Fe, Cr и др.), то есть в приграничной к зоне соединения области 12Х18Н10Т происходило образование новых зерен с большим содержанием никеля.

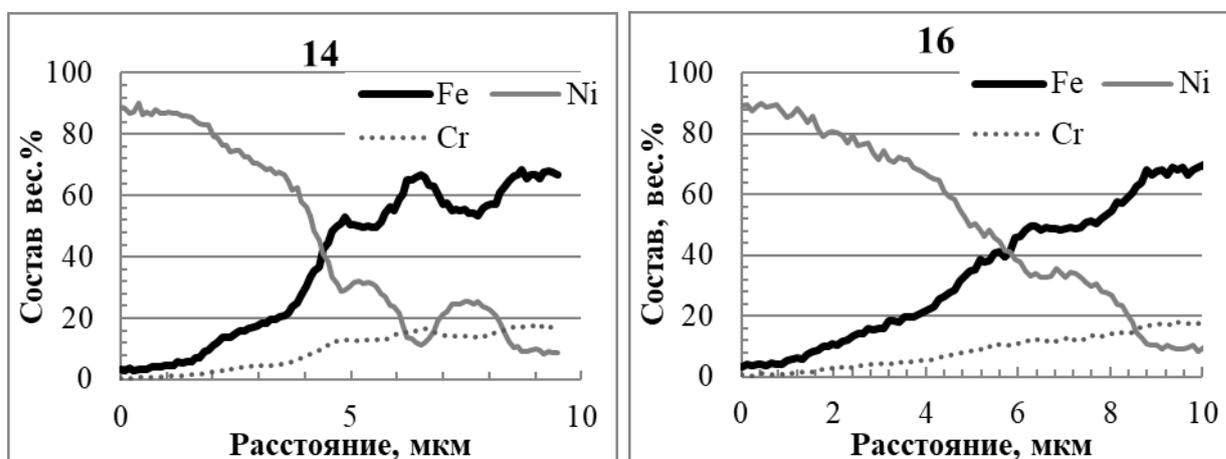


Рисунок 3.8 – Состав зоны соединения КЗ никель – сталь после сварки давлением при 650 °С, 4 МПа, 20 мин по линиям, показанным на рисунке 3.6

Рассмотрели соединение титанового сплава ПТ-3В и КЗ никеля. Результаты исследования микроструктуры соединения методом EBSD анализа показаны на рисунке 3.9. С помощью EBSD анализа показали наличие интерметаллидных фаз $TiNi$ и $TiNi_3$ в зоне диффузионной сварки. В образцах после сварки давлением при $650\text{ }^{\circ}C$ на границе соединения происходило образование зеренной структуры интерметаллидов $TiNi$ и $TiNi_3$. Структуру зоны интерметаллида Ti_2Ni не определили методом EBSD анализа. Определили размер структурных элементов интерметаллидных фаз, он значительно меньше $0,2\text{ }\mu m$ при температуре сварки $650\text{ }^{\circ}C$. У межфазных границ множество неопределенных участков, это связано с диффузией свариваемых элементов и, вследствие чего, кристаллическая решетка значительно отличается от стандартной решетки, имеющейся в базе материалов.

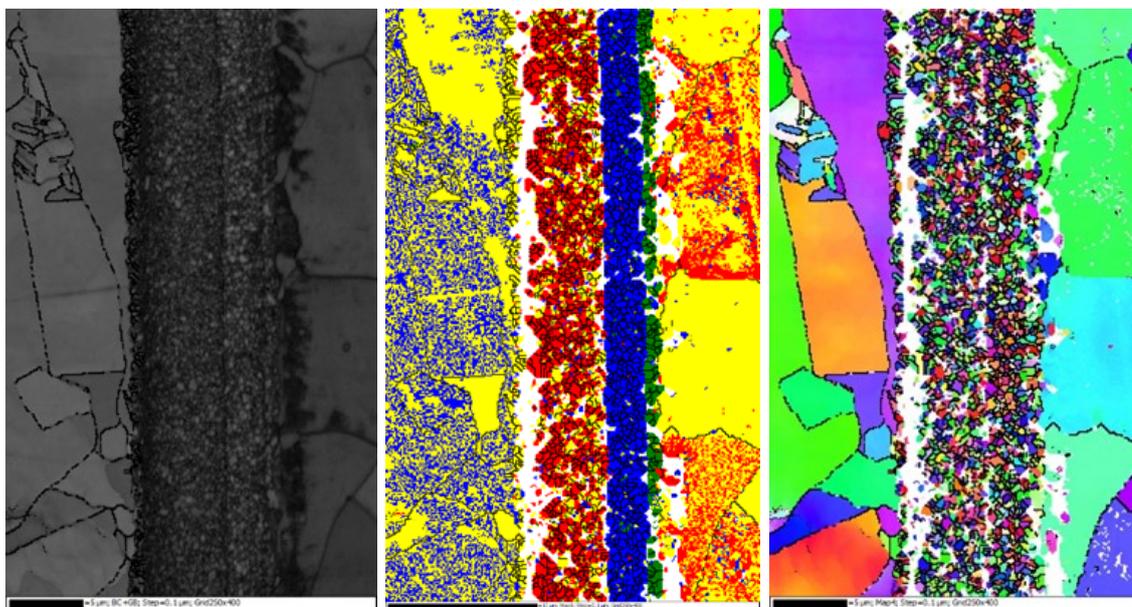


Рисунок 3.9 – Микроструктура зоны соединения ПТ-3В – КЗ никель после сварки при $650\text{ }^{\circ}C$, 4 МПа, 20 мин

Увеличение температуры сварки давлением привело к увеличению размера зерен интерметаллидов. После сварки давлением при температуре $750\text{ }^{\circ}C$ размер зерна интерметаллидов составляет $0,5\text{ }\mu m$. После сварки при $800\text{ }^{\circ}C$ размер зерен интерметаллидов составляет $2\text{ }\mu m$.

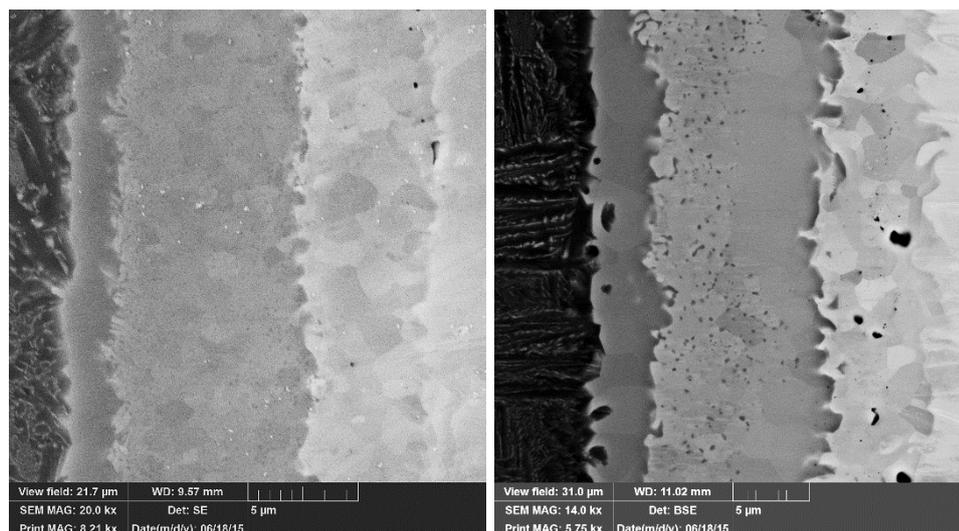


Рисунок 3.10 – Микроструктура зоны соединения ПТ-3В – КЗ никель после сварки при 750 (левый) и 800 °С (правый), 4 МПа, 20 мин

3.2 Эволюция микроструктуры наноструктурированного никеля при температурах сварки давлением.

В данной работе наноструктурное состояние в исходном КЗ никеле (рисунок 3.11а) получили методом кручения под высоким давлением. Размер зерна после обработки, перед сваркой давлением, составлял 200 нм (рисунок 3.11б). На рисунках 3.12-3.16 показана микроструктура поверхности никеля после отжигов в вакууме при режимах нагрева для сварки давлением, а именно при 650, 700, 750 и 800 °С в течение 20 мин. Перед отжигом поверхность образцов шлифовали и полировали. Исследование микроструктуры проведены после отжига без шлифовки и полировки поверхности.

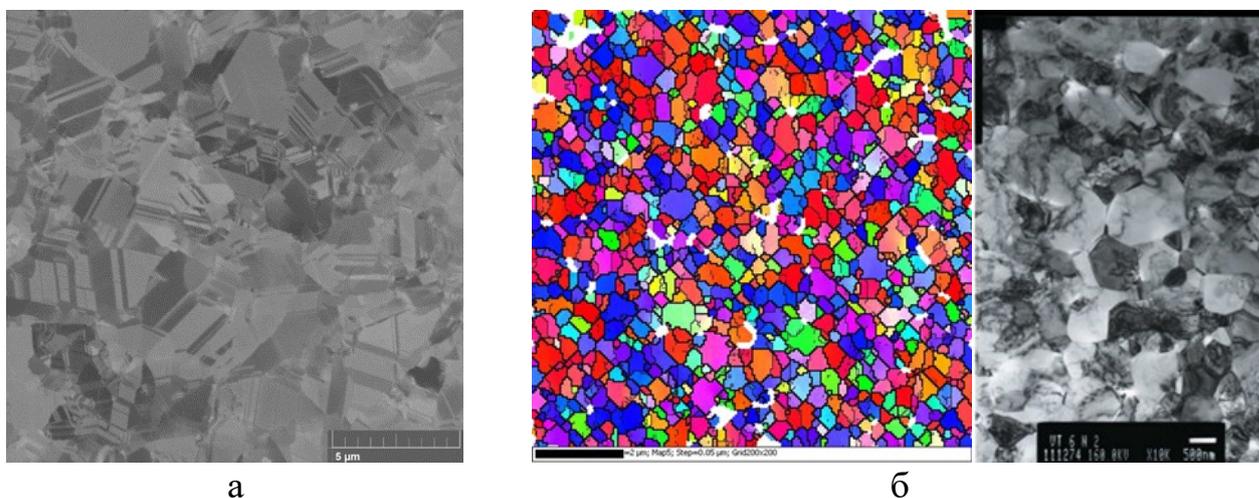


Рисунок 3.11 – Структура никеля НП-2 а – исходная, б – наноструктурный

На поверхности образцов образуются ступеньки и неровности в результате миграции границ в процессе роста зерен и вакуумного травления металла на границах (рисунок 3.12-3.16) [108 стр. 214]. При сварке давлением миграция границ зерен активирует поверхность никеля, что позволило получить соединение при более низких температурах сварки давлением.

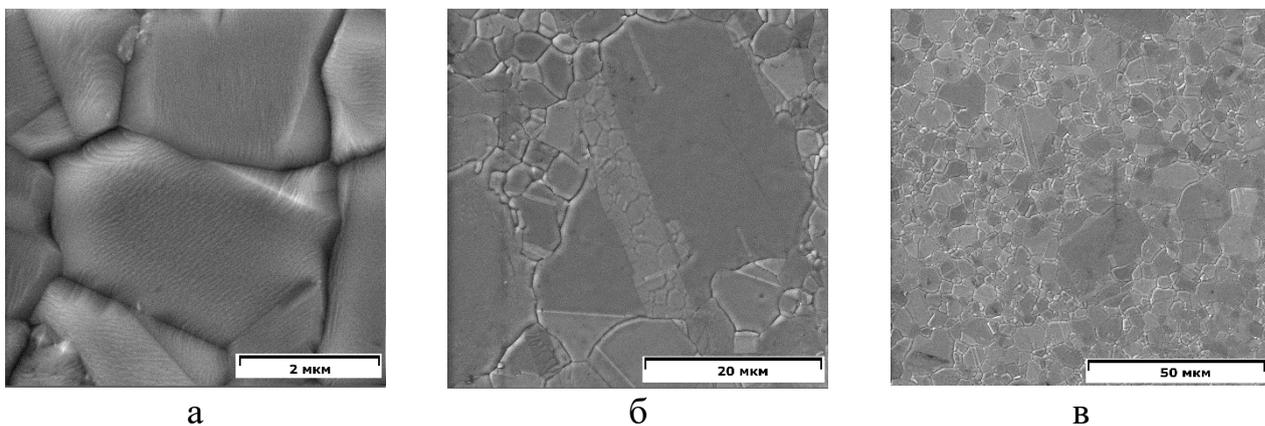


Рисунок 3.12 – Структура никеля после отжига при температуре 650 °С.

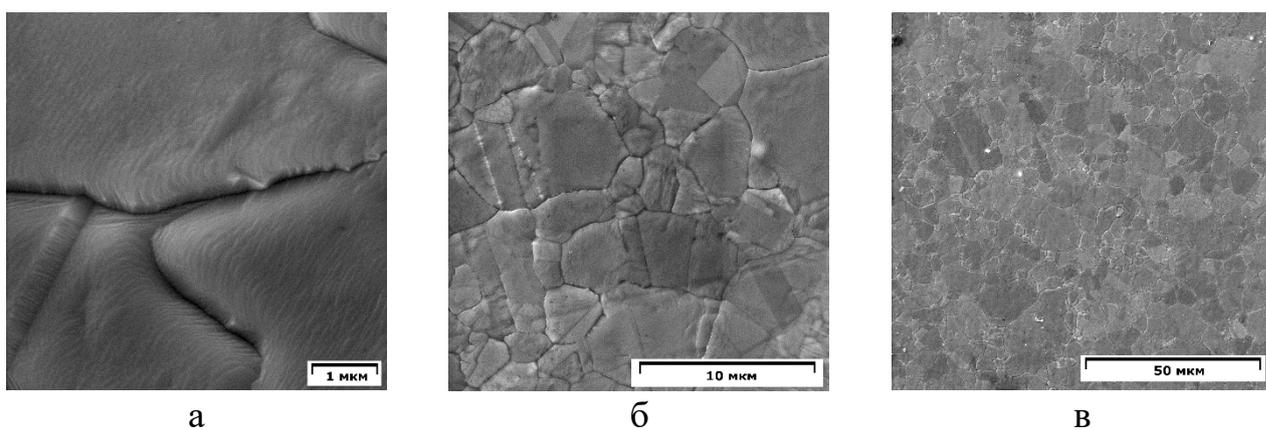


Рисунок 3.13 – Структура никеля после отжига при температуре 700 °С

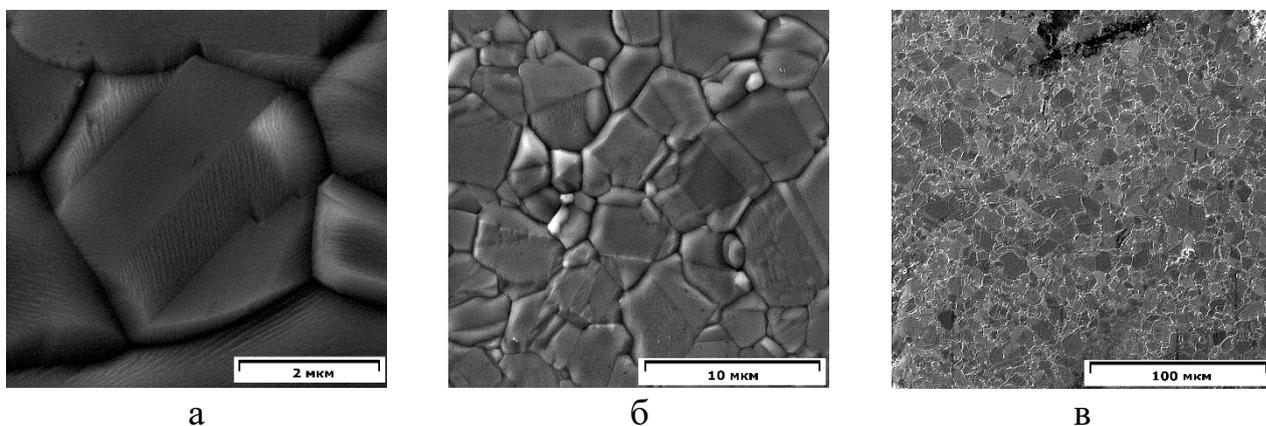


Рисунок 3.14 – Структура никеля после отжига при температуре 750 °С

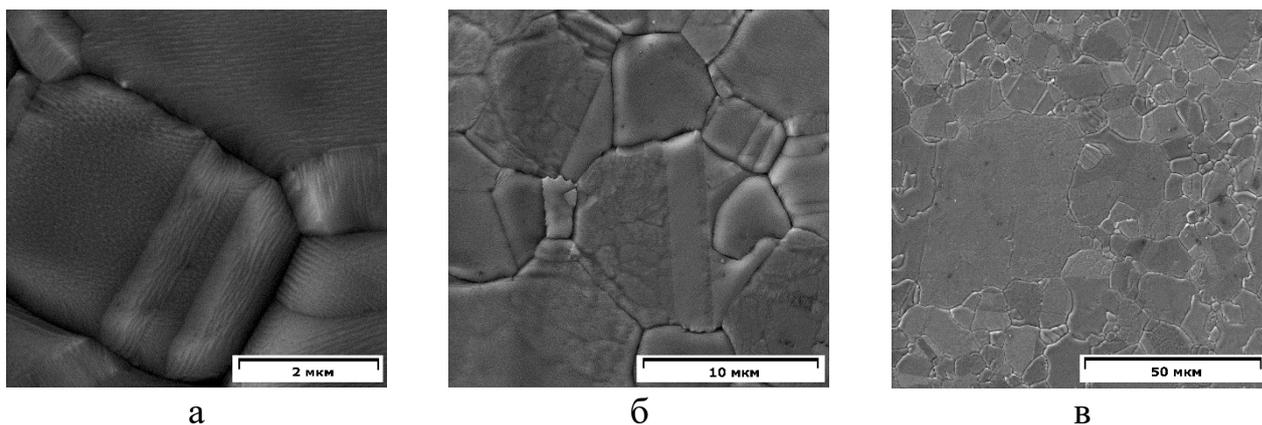


Рисунок 3.15 – Структура никеля после отжига при температуре 800 °С

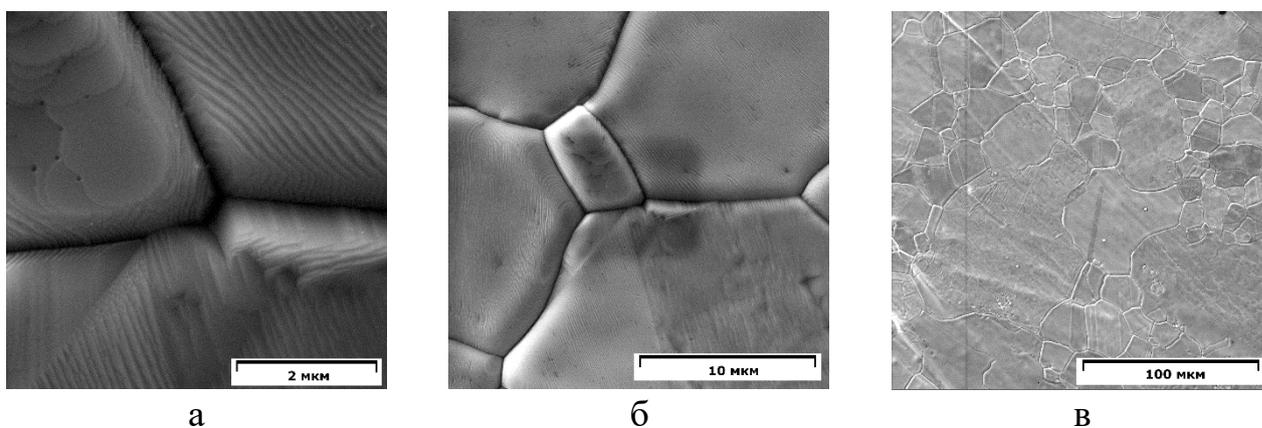


Рисунок 3.16 – Структура никеля после отжига при температуре 850 °С

С увеличением температуры отжига размер зерна никеля увеличивался (таблица 3.1). Распределение по размерам зерен показано на рисунке 3.17, зерен меньшего размера значительно больше, обнаружили аномально крупные зерна, увеличивающие средний размер зерна.

Таблица 3.1 – Средний размер зерна никеля после отжига

Температура отжига, °С	Средний размер, мкм	Погрешность
650	6,6	2,5
700	14,1	5,6
750	13,5	4,9
800	30,8	20,4
850	78,2	34,2

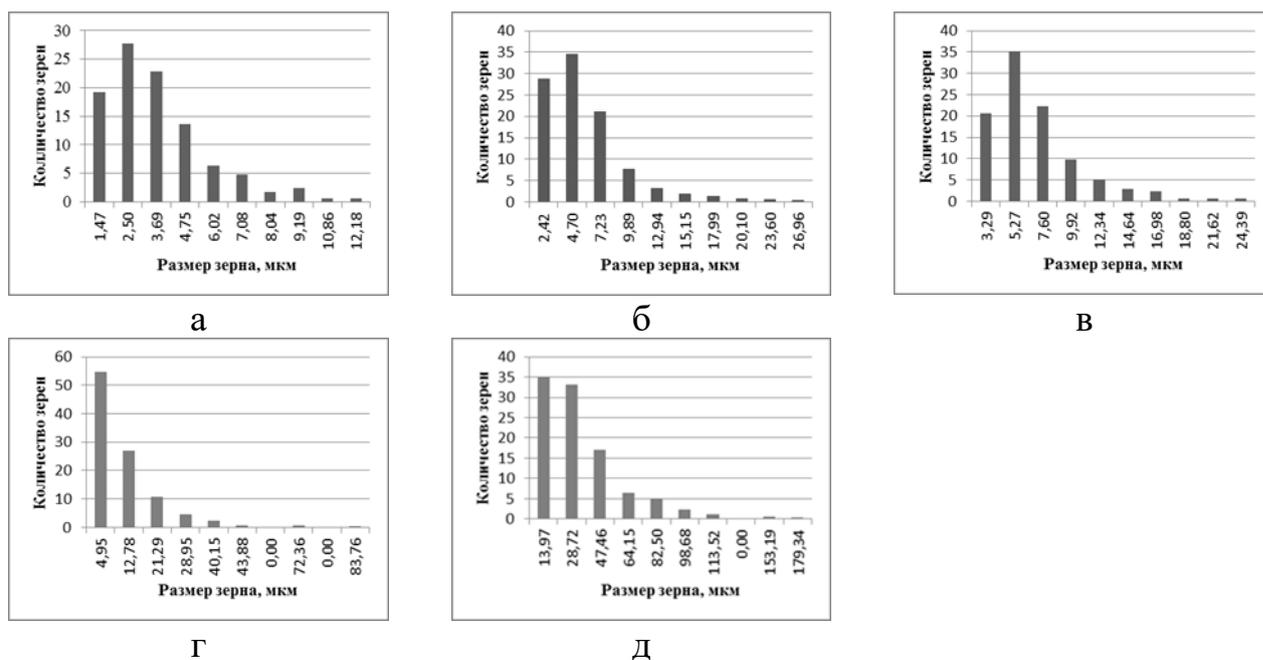


Рисунок 3.17 – Гистограммы распределения зерен по размерам после отжига при температурах: а) 650 °С; б) 700 °С; в) 750 °С; г) 800 °С; д) 850 °С

3.3 Сварка давлением через НС никель

3.3.1 Сварка с постоянной скоростью деформирования

С целью определения возможности сварки давлением титанового сплава и нержавеющей стали через наноструктурную прослойку из никеля НП-2 провели процесс сварки с постоянной скоростью деформирования. Результаты механических испытаний образцов после сварки давлением представлены в таблице 3.2. С повышением температуры твердофазной сварки материалов повышается прочность соединения на отрыв при нормальной температуре.

Таблица 3.2 – Механические свойства композита ПТЗВ – наноструктурированный НП-2 – 12Х18Н10Т, соединенного при $\dot{\epsilon} = 4 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$

Температура сварки, °С	Степень деформации, %	Прочность соединения на отрыв, МПа
650	5	333
700	13	375
750	15	467

Результаты механических испытаний на срез при нормальной температуре образцов сваренных при 700 и 750 °С (рисунок 3.18) показывают, что в процессе испытаний происходила деформация образцов. Максимальные напряжения сдвига 250 МПа наблюдали на образце, сваренном при 700 °С.

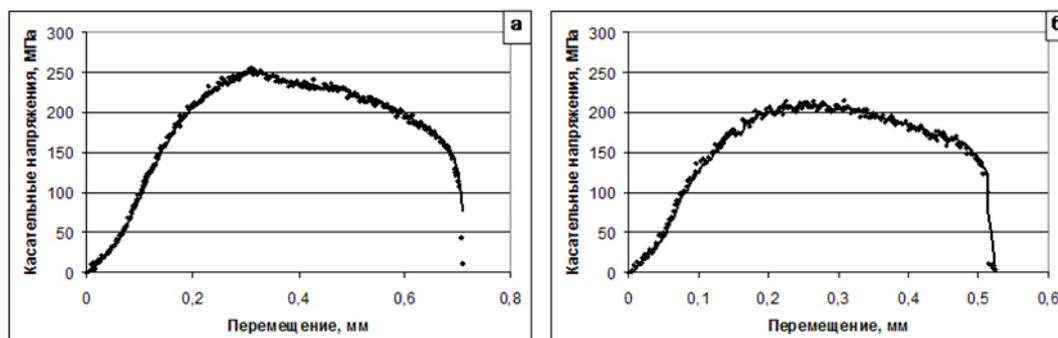


Рисунок 3.18 – Испытания на срез образцов соединенных при а) 700 и б) 750 °С

При визуальном осмотре места среза образцов после механических испытаний обнаружено следующее: срез происходит по границе соединения титановый сплав – никелевый сплав при всех условиях сварки давлением.

Образование соединения происходило и при более низких температурах, от 650 до 750 °С. В литературе рассматривали соединение титана и нержавеющей стали при температурах от 750 до 950 °С [61; 64; 85; 109 – 113] с использованием чистого никеля. Использование никеля НП-2 в наноструктурном исходном состоянии приводит к твердофазному соединению материалов при более низкой температуре, однако при этом размер зерна никеля к окончанию эксперимента вырастает до крупнокристаллического.

Прочность соединения сваркой давлением при постоянной скорости деформирования составляет 330...470 МПа. При таком режиме сварки давлением происходило существенное деформирование тела заготовок. Дальнейшее исследование соединения сваркой давлением проведены при постоянном давлении 4 МПа в температурном интервале 650...850 °С и времени выдержки 20 мин.

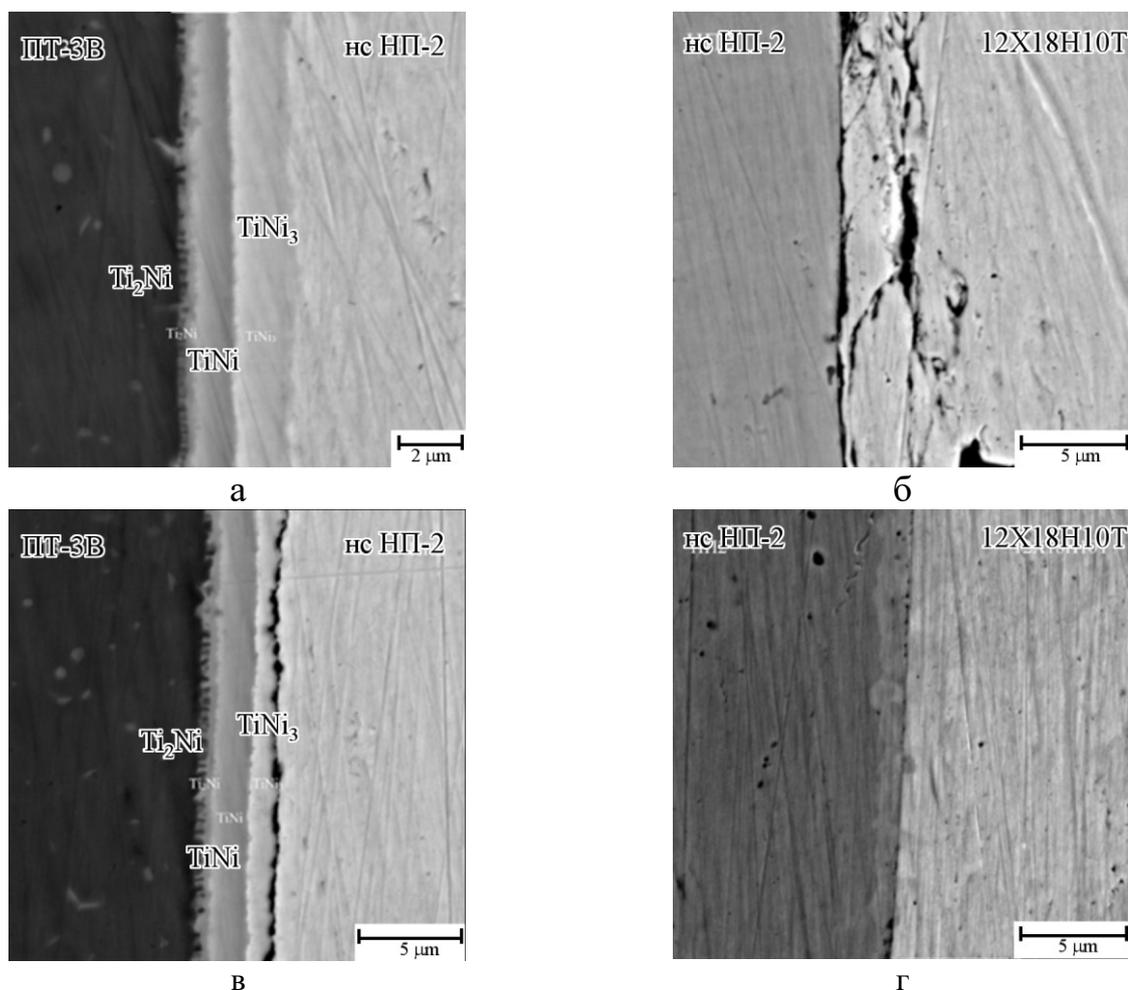
3.3.2 Сварка с постоянным давлением

Методами растровой электронной микроскопии провели исследование соединения титанового сплава ПТ-3В и нержавеющей стали 12Х18Н10Т через наноструктурную (НС) никелевую прослойку. На рисунках 19 показаны зоны

соединения титановый сплав / НС никель и НС никель / нержавеющая сталь. Представленные изображения микроструктуры сделаны с поверхностей косых шлифов.

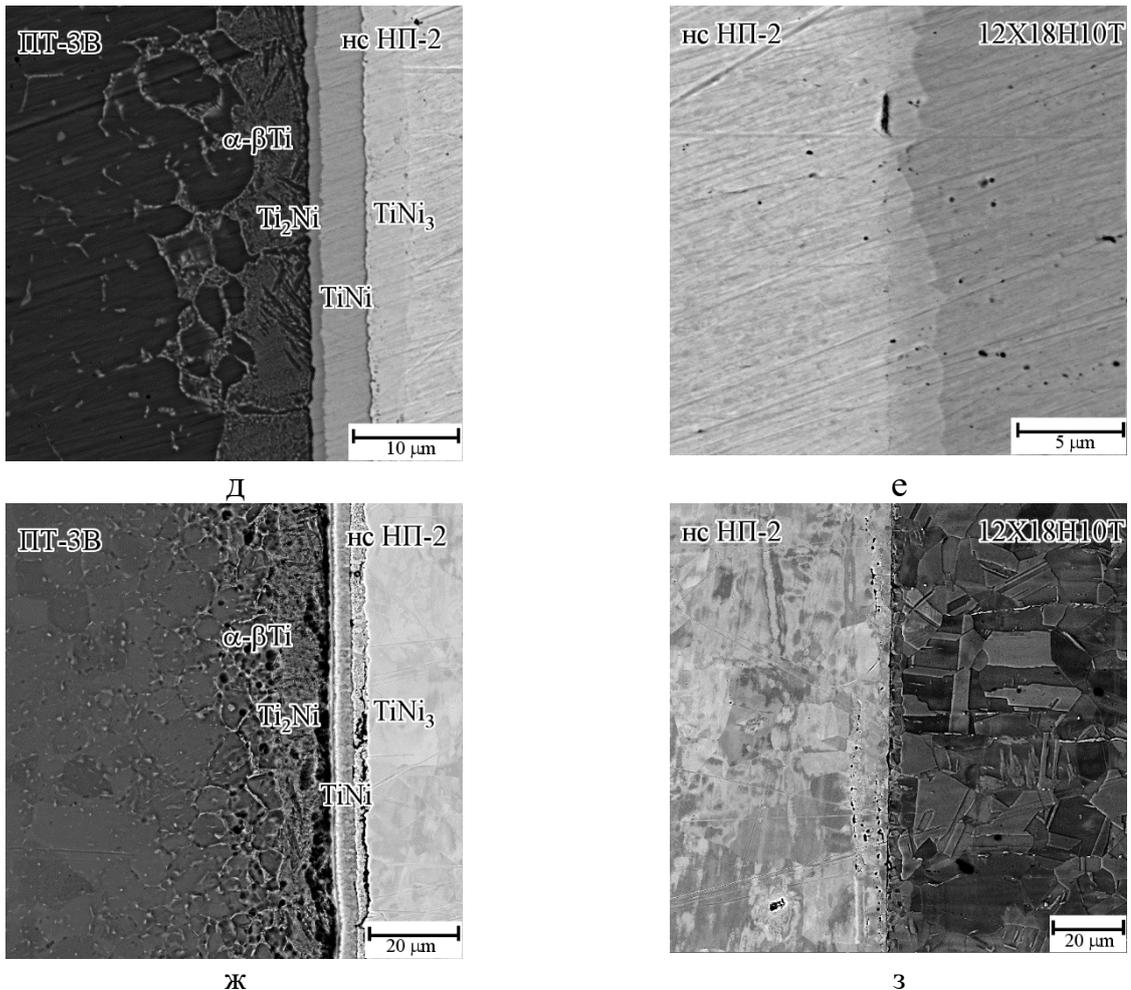
В области соединения титановый сплав – никель находится диффузионная зона, состоящая из интерметаллидов Ti_2Ni , $TiNi$, $TiNi_3$. С увеличением температуры сварки увеличивается толщина диффузионной зоны.

С увеличением температуры сварки наблюдаем увеличение толщины слоев на границе ПТ-3В / НС никель в ряду: Ti_2Ni , $TiNi_3$ и $TiNi$ (рисунок 3.20). Слой Ti_2Ni имеет наименьшую толщину, так как формирование соединений на границе ПТ-3В / НС никель связано с диффузией никеля в титановый сплав, а слой Ti_2Ni расположен дальше всего от никеля.



(а) титановый сплав / никель и (б) никель / сталь после сварки давлением при 650 °С
 (в) титановый сплав / никель и (г) никель / сталь после сварки давлением при 700 °С

Рисунок 3.19 – Диффузионная зона соединения после сварки давлением через прослойку из наноструктурного никеля



(д) титановый сплав / никель и (е) никель / сталь после сварки давлением при 750 °С
 (ж) титановый сплав / никель и (з) никель / сталь после сварки давлением при 800 °С

Рисунок 3.19 – продолжение. Диффузионная зона соединения после сварки давлением через прослойку из наноструктурного никеля

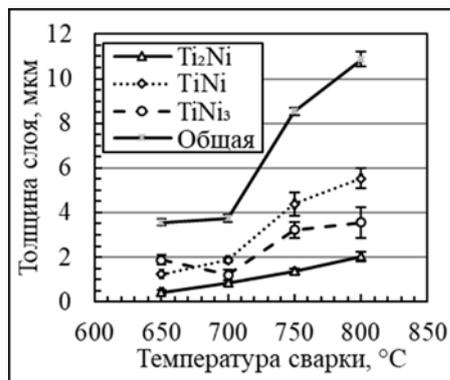


Рисунок 3.20 – Зависимость ширины интерметаллидных зон от температуры сварки давлением с прослойкой из НС никеля

Для определения элементного состава зоны соединения провели энергодисперсионный анализ (рисунок 3.21). При температурах 700 °С и выше

изменение состава носит одинаковый характер: в центре диффузионной зоны образуется область состава 40...45 % титана и 50...55 % никеля, а также наблюдаем область состава 20...25 % титана и 70...80 % никеля. Эти области соответствуют интерметаллидам $TiNi$ и $TiNi_3$.

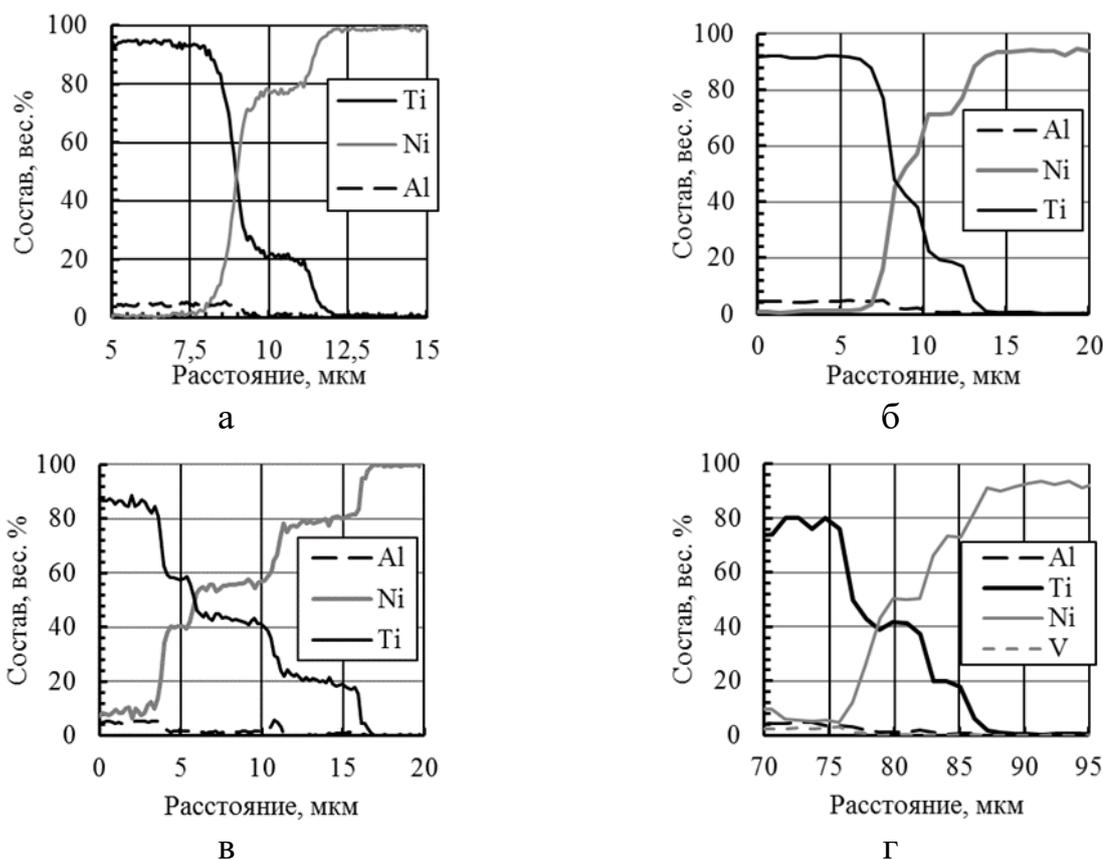


Рисунок 3.21 – Химический анализ в зоне соединения титановый сплав – никель
а) 650 °С, б) 700 °С, в) 750 °С, г) 800 °С

После сварки при 650 °С образовались слои $TiNi$ и $TiNi_3$, а слой Ti_2Ni не наблюдали. Между титановым сплавом ПТ-3В и слоем $TiNi$ наблюдается лишь область изменённого микроструктурного состояния с высоким содержанием никеля. После сварки при 700 °С на зависимостях состав-расстояние появляется ступенька, соответствующая фазе Ti_2Ni , толщины слоев $TiNi$ и $TiNi_3$ увеличились. После сварки при 750 °С четко формируются все три слоя интерметаллидов Ti_2Ni , $TiNi$ и $TiNi_3$. На зависимостях состав-расстояние ступеньки постоянного состава соответствуют слоям интерметаллидов, а переходные области между ступеньками - двухфазным областям.

С целью определения микроструктуры в зоне соединения провели EBSD анализ (рисунок 3.22). После сварки давлением 4 МПа при 750 °С в течение 20 мин в зоне соединения ПТ-3В – никель наблюдали новые зерна, размер которых значительно меньше размеров зерен основных материалов (рисунок 22). Это связано с образованием интерметаллидов системы Ti - Ni. В зоне соединения никель / 12Х18Н10Т наблюдали новые зерна меньших размеров, как и в случае использования прослойки КЗ никеля.

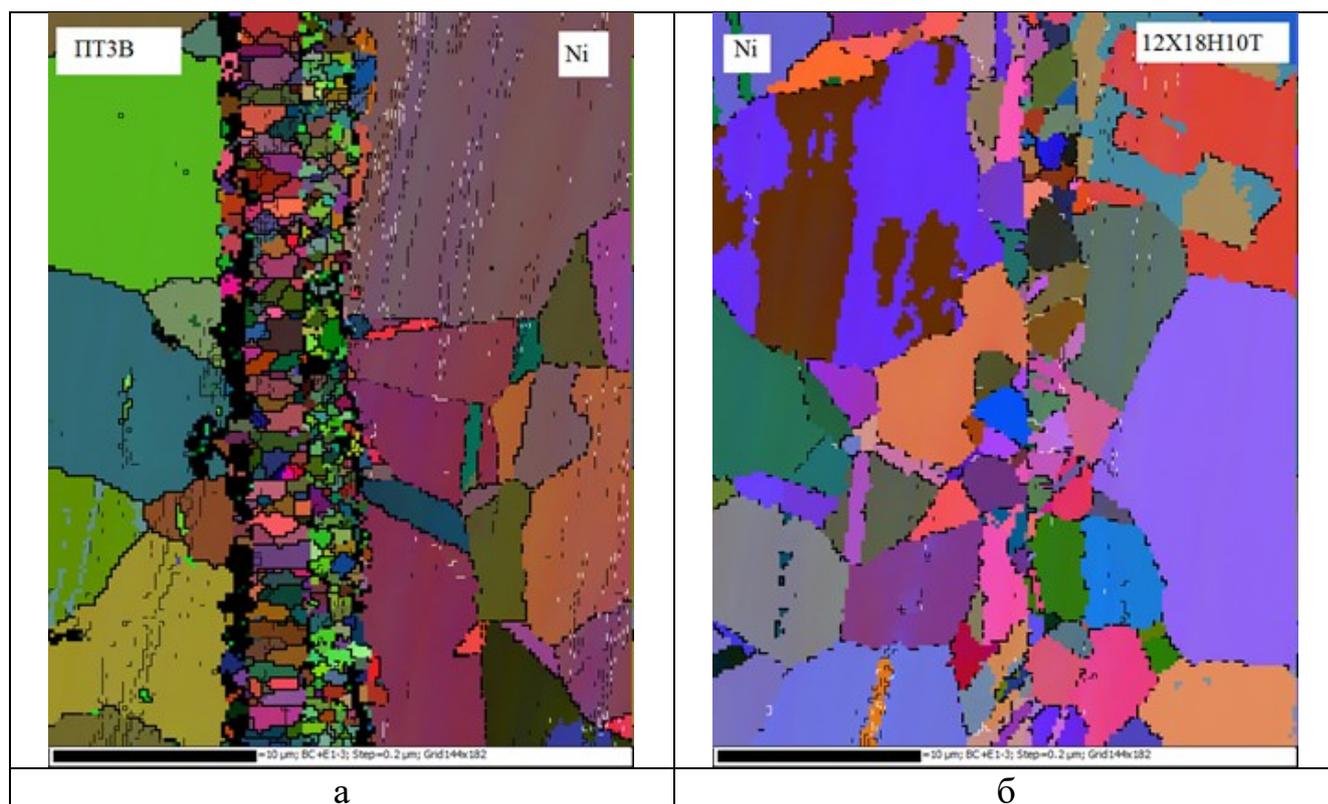


Рисунок 3.22 – Карта разориентировок в зоне соединения образца, полученного при 750 °С, а) ПТ-3В / НС никель, б) НС никель / 12Х18Н10Т

Следует отметить, что на образцах, сваренных при 750 °С, были обнаружены периодически расположенные мелкие трещины (рисунок 3.23). Трещины располагаются в двух слоях – Ti_2Ni и $TiNi_3$. В слое $TiNi$ трещины не обнаружены. Среднее расстояние между микротрещинами составляло $70,3 \pm 37,8$ мкм, средний угол наклона микротрещины к межфазной границе в материале $30,1^\circ$. Средняя толщина фазы, определенная металлографически, равна $13,3 \pm 1$ мкм на косом шлифе.

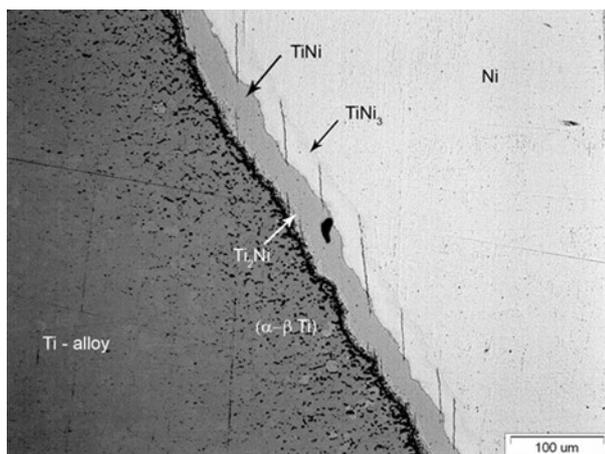


Рисунок 3.23 – Микроструктура образца после сварки давлением при температуре 750 °С, зона соединения Ti-Ni.

Зона соединения никель/12Х18Н10Т не имеет слоистой структуры как зона ПТ-3В/никель. В этой зоне присутствуют мелкие частицы размером менее 1 мкм, обогащенные хромом. Ширина зоны соединения никель/12Х18Н10Т слабо зависит от температуры сварки и составляет 6-8 мкм. Структура зоны представляет собой рекристаллизованные зерна, при этом новые зерна имеют относительно однородный состав.

Для определения прочности образуемых соединений провели испытание на растяжение. В результате получили следующие значения прочности, представленные на рисунке 3.24. Образцы сваренные при 650 °С разрушаются по зоне никель / нержавеющая сталь в момент балансировки машины нагружения, или при установке образцов. Увеличение температуры сварки привело к снижению прочности соединения. Использование наноструктурной прослойки никеля увеличило диффузионную активность и более прочное соединение образовалось при 700 °С. При повышении температуры сварки давлением выше 750 °С произошло падение прочности соединения.

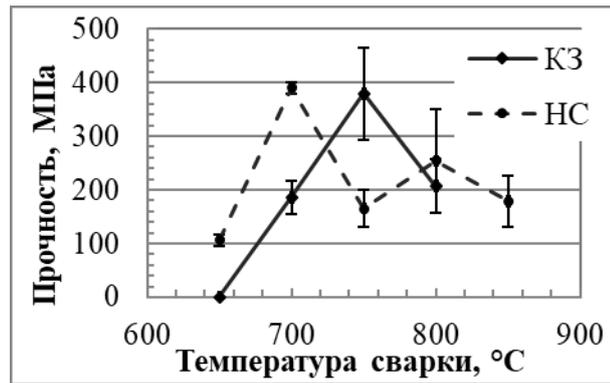


Рисунок 3.24 – Прочность на отрыв образцов после сварки давлением 4 МПа в течение 20 мин

При испытании на растяжение образцы, полученные сваркой давлением при 650 °C, разрушались по исходным поверхностям на границе никелевая прослойка / нержавеющая сталь. После сварки при температурах 700 и 750 °C образцы всегда разрушаются с «участием» слоя TiNi либо по границе Ti₂Ni/TiNi, либо по границе TiNi/TiNi₃.

Методами рентгеноструктурного анализа подтверждено наличие интерметаллидных фаз в диффузионной зоне соединения (рисунок 3.25). Также обнаружено, что фаза TiNi находится в 2 состояниях, а именно B2 и B19'. Данный факт говорит о прохождении АМП при охлаждении до комнатной температуры.

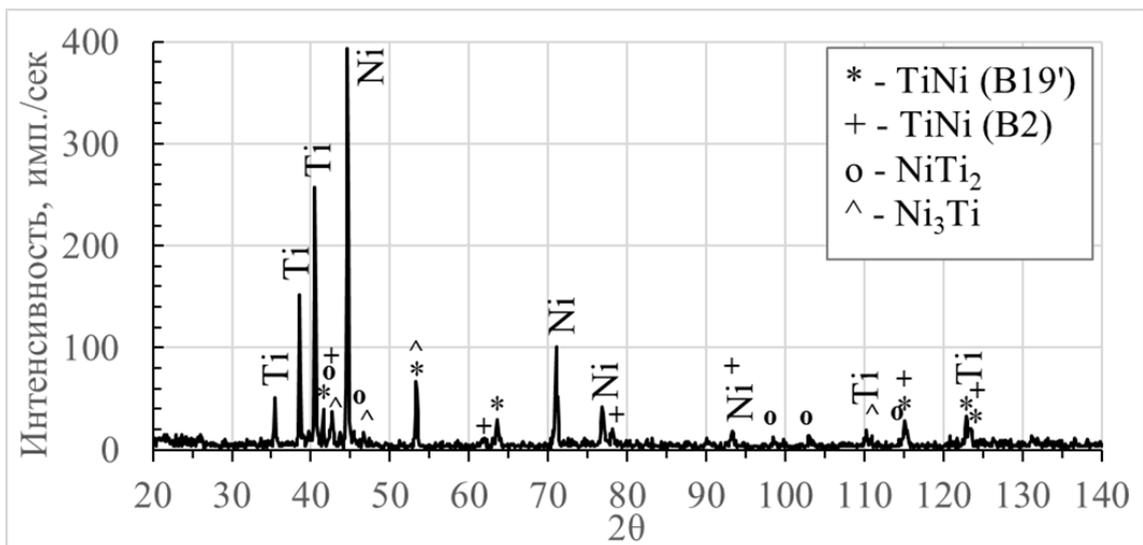


Рисунок 3.25 – Рентгеноструктурный анализ в зоне титановый сплав ПТ-3В / НС никель после сварки при 750 °C.

Результаты измерения нанотвердости в зоне соединения титановый сплав ПТ-3В / никель марки НП-2 представлены на рисунке 3.26. В области интерметаллидов системы Ti-Ni твердость изменяется неравномерно. Зоны с повышенной твердостью соседствуют с зонами пониженной твердости. Наиболее высокая твердость у слоев Ti_2Ni и $TiNi_3$. Твердость интерметаллидной фазы $TiNi$ сопоставима с твердостью титанового сплава ПТ-3В.

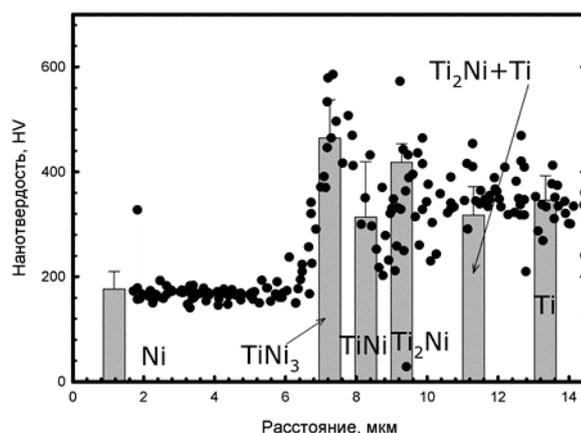


Рисунок 3.26 – Изменение нанотвердости в зоне титановый сплав ПТ-3В – НС никель после сварки при $750\text{ }^{\circ}\text{C}$.

3.4 Выводы по главе 3

Исследовали твердофазную свариваемость титанового сплава ПТ-3В и нержавеющей стали 12Х18Н10Т через КЗ или НС прослойку из никеля марки НП-2 в области температур $650\text{...}800\text{ }^{\circ}\text{C}$. Осуществили сварку давлением малогабаритных заготовок на модернизированной вакуумной установке ИМАШ 20–78. Результаты испытаний образцов из соединенных заготовок на растяжение показали, что наибольшая прочность на отрыв при комнатной температуре составляет около 400 МПа, и она достигнута на заготовке, изготовленной сваркой давлением при $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ через прослойку из НС никеля.

Процесс соединения титанового сплава с нержавеющей сталью через никелевую прослойку при температурах 650, 700 и $750\text{ }^{\circ}\text{C}$ сопровождается образованием между титановым сплавом и никелем сплошных слоев интерметаллидов Ti_2Ni , $TiNi$, $TiNi_3$, разделенных двухфазными областями. Зона

соединения никель / нержавеющая сталь не имеет сплошной слоистой структуры. В ней интерметаллиды выделяются в виде отдельных частиц размером менее 1 мкм и обогащены хромом.

В области интерметаллидов между титановым сплавом и никелем твердость изменяется крайне неравномерно: зоны с повышенной и пониженной твердостью соседствуют друг с другом. Наиболее высокая твердость у слоев Ti_2Ni и $TiNi_3$.

После соединения при температурах выше 700 °C в слоях Ti_2Ni и $TiNi_3$ обнаружены равномерно распределенные микротрещины, в то время как в слое $TiNi$ их не обнаружено. Микротрещины возникают при охлаждении образцов с температуры сварки. Инициатором возникновения трещин, по-видимому, является аномально высокое изменение коэффициента линейного расширения, возникающие при аустенитно-мартенситном превращении в слое $TiNi$.

ГЛАВА 4. РАЗРУШЕНИЕ СОЕДИНЕНИЯ ЧЕРЕЗ НИКЕЛЕВУЮ ПРОСЛОЙКУ.

4.1 Механизм соединения титанового сплава и нержавеющей стали через прослойку из никеля

Сварка давлением разнородных металлов происходит в несколько этапов. Первый этап заключается в образовании физического контакта свариваемых поверхностей, при этом происходит деформация неровностей свариваемых поверхностей. Второй этап – это активация контактных поверхностей, то есть образование активных центров взаимодействия свариваемых металлов. Третий этап – это объемное взаимодействие, то есть образование прочных металлических химических связей, диффузия и последующая рекристаллизация в зоне соединения [46-50].

Поэтапная схема сварки давлением титанового сплава и нержавеющей стали с использованием прослойки представлена на рисунке 4.1. Первый этап сварки давлением заключается в образовании контакта при деформации выступов и неровностей соединяемых поверхностей (рисунок 4.1а). В процессе деформирования при сварке давлением на поверхности образуются участки чистого металла, которые играют важную роль при образовании контакта металлов. Данный этап сварки играет существенное значение в области соединения прослойка из никеля – нержавеющей сталь [38 – 43; 62]. Титановый сплав в исследуемом интервале температур обладает значительной диффузионной активностью, а кислород хорошо растворяется в α – фазе титанового сплава, вследствие чего, свариваемая поверхность оказывается свободной от оксидной пленки [114].

Второй этап сварки давлением заключается в образовании активных центров соединения свариваемых поверхностей на участках контакта металлов, свободных от окисных пленок. На данном этапе происходит образование активных центров и начало взаимной диффузии свариваемых материалов. При этом на границе

свариваемых материалов возможно наличие пор и участков, где не завершён первый этап сварки давлением.

Третий этап сварки давлением заключается в процессах, протекающих на активных центрах, образующихся после 2 этапа сварки давлением. Происходит взаимная диффузия элементов, образования интерметаллидных фаз и общих зерен на границе соединения при сварке давлением титанового сплава и нержавеющей стали через прослойку.

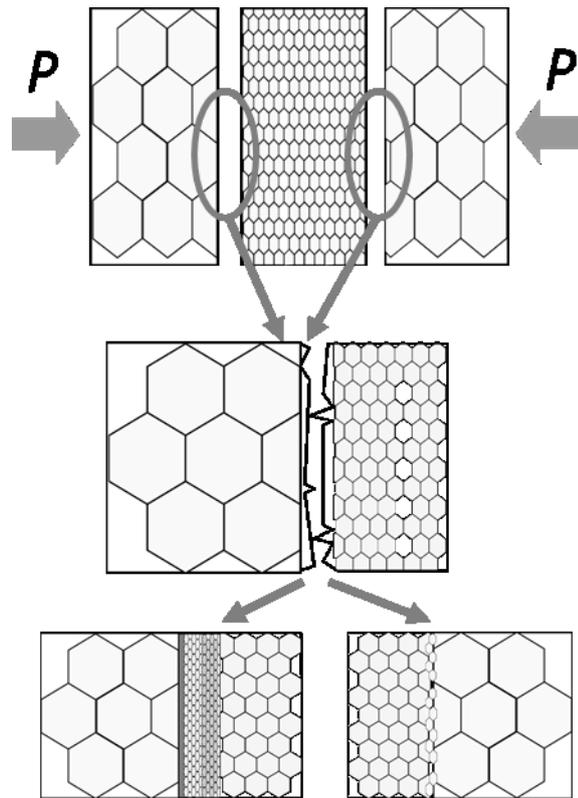


Рисунок 4.1 – Схема этапов образования соединения через прослойку

Так как свариваемые материалы разнородные, то время протекания 2 этапа на границах титановый сплав – прослойка и прослойка – нержавеющая сталь различно. Это подтверждается наличием пор и непроваров в зоне соединения никель – нержавеющая сталь при низких температурах сварки давлением, тогда как в диффузионной зоне титановый сплав – никель уже происходит образование интерметаллидных слоев.

Для получения соединения необходимо обеспечить растворение или разрушение оксидных пленок на соединяемых поверхностях. В случае

использования КЗ никеля разрушение оксидной пленки происходит на этапе образования контакта поверхности, в процессе деформации неровностей. Оставшиеся в зоне сварки оксиды не удастся зафиксировать с помощью ЭДС анализа. Наличие общих зерен в зонах соединения ПТ-3В / КЗ никель / 12Х18Н10Т указывает на разрушение окисного слоя и образование хорошего контакта материалов. Увеличение температуры сварки способствует большему деформированию материала, так как снижается предел текучести как никеля, так и нержавеющей стали. В области ПТ-3В / КЗ никель разрушение оксидного слоя протекает как за счет деформаций, так и за счет активного растворения кислорода в титане [115].

В отличие от соединения с использованием крупнозернистой прослойки соединения через прослойку из наноструктурного никеля получаются при более низкой температуре. Это связано с высокой диффузионной активностью материала в наноструктурном состоянии [10]. Так как размер зерна никеля существенно увеличивается при нагреве до температуры сварки давлением, сварочное усилие необходимо прикладывать при нагреве соединяемых материалов. В процессе роста зерна никелевой прослойки миграция границ зерен способствует очищению от оксидных соединений и снижению прочности выступов и неровностей, которые мешают образованию физического контакта свариваемых поверхностей. Образование большего количества активных центров приводит к снижению температуры сварки давлением при использовании наноструктурной прослойки.

В результате сварки давлением титанового сплава и нержавеющей стали через никелевую прослойку образуются зоны соединения титанового сплава ПТ-3В – никелевая прослойка и зона соединения никелевая прослойка – нержавеющая сталь 12Х18Н10Т. При испытании такого соединения разрушение будет проходить по одной из двух зон.

При сварке через НС прослойку образование интерметаллидов системы Ti - Ni происходит при более низкой температуре. Это приводит к снижению скорости диффузии элементов через слои интерметаллидов с повышением температуры в

процессе сварки давлением. Таким образом толщина диффузионных слоев оказывается меньше в случае сварки давлением через прослойку из НС никеля.

Прочность соединения прослойка из никеля – нержавеющая сталь будет зависеть от 2 параметров – это образование качественного контакта и напряжений, возникающих в зоне контакта при охлаждении материалов с различным коэффициентом термического расширения. Прочность соединения титановый сплав – прослойка будет зависеть также от прочности интерметаллидных соединений, образующихся в зоне диффузии.

4.2 Разрушение соединения.

Полученные при различных режимах сварки давлением образцы испытали при комнатной температуре на отрыв. Рассмотрим разрушение соединений, полученных через никелевую прослойку.

4.2.1 Сварка давлением через прослойки НС и КЗ никеля при 650 °С

В результате механических испытаний получили образцы разрушения соединения титанового сплава ПТ-3В и нержавеющей стали 12Х18Н10Т через прослойки из КЗ и НС никеля. Все образцы после сварки давлением при 650 °С разрушались по границе прослойка / нержавеющая сталь. На изломах (рисунок 2) наблюдали шлифованные поверхности свариваемых материалов.

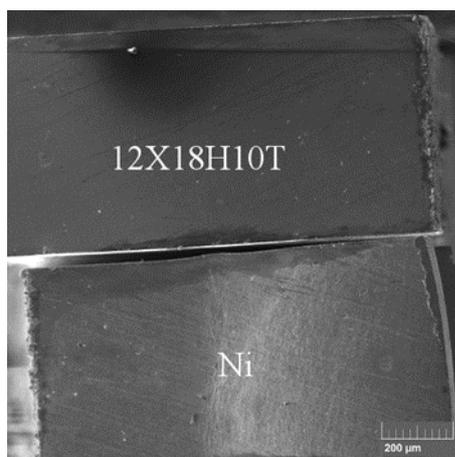


Рисунок 4.2 – Зона разрушения образцов после сварки при 650 °С через прослойку из НС никеля

Температура 650 °С при сварке давлением 4 МПа в течение 20 мин через никелевую прослойку не достаточна для образования соединения никель – нержавеющая сталь, где и происходит разрушение. В зоне соединения наблюдали пористость, а зона взаимной диффузии не превышает 1 мкм. На поверхности разрушения наблюдали шероховатость и риски, которые присутствовали на поверхностях соединения еще до сварки давлением. Одним из условий образования соединения является деформация неровностей поверхности для образования контакта, данное условие не выполняется при температуре сварки давлением 650 °С и давлении 4 МПа.

Далее провели детальный анализ разрушения образцов, сваренных через КЗ никель, и образцов, полученных сваркой давлением при температуре 700 °С и выше. Образцы после сварки давлением через прослойку из никеля при температуре 700 °С и выше разрушались по границе титановый сплав – прослойка.

4.2.2 Сварка давлением через прослойку из КЗ никеля

При сварке с постоянным давлением титанового сплава ПТ-3В и нержавеющей стали через прослойку из КЗ никеля максимальную прочность соединения получили после сварки при температуре 750 °С в течение 20 мин. Прочность образцов, полученных сваркой давлением при других исследуемых температурах, оказалась ниже.

Все образцы после сварки давлением при температуре выше 700 °С разрушались по границе титановый сплав ПТ-3В / КЗ никель. Поверхности разрушения проходили по слоям интерметаллидов, на поверхности разрушения показано наличие интерметаллидов $TiNi$ и $TiNi_3$, а также $Ti_2Ni - TiNi$ (рисунок 4.2 – 4.4). Чем выше температура сварки давлением, тем большую долю излома занимало разрушение по границе $TiNi - TiNi_3$.

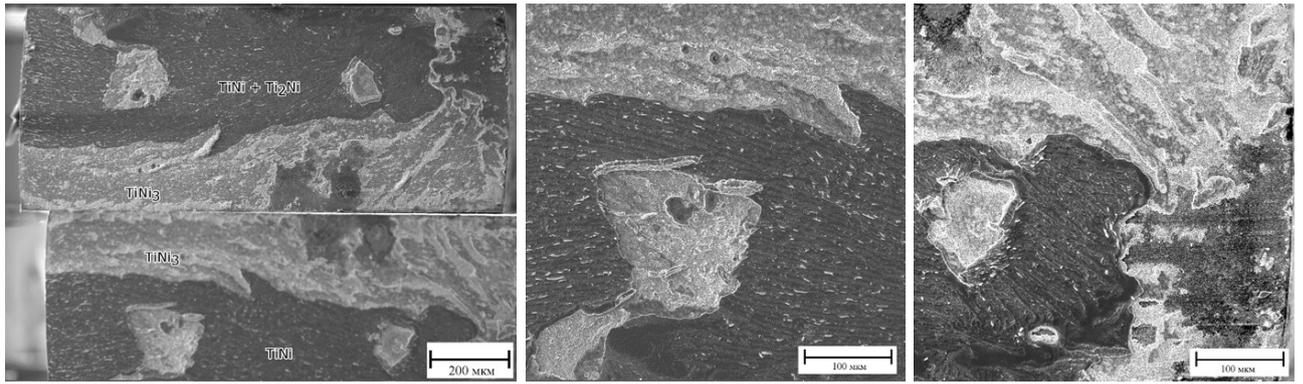


Рисунок 4.2 – Излом образца после сварки давлением через КЗ никель при 700 °С

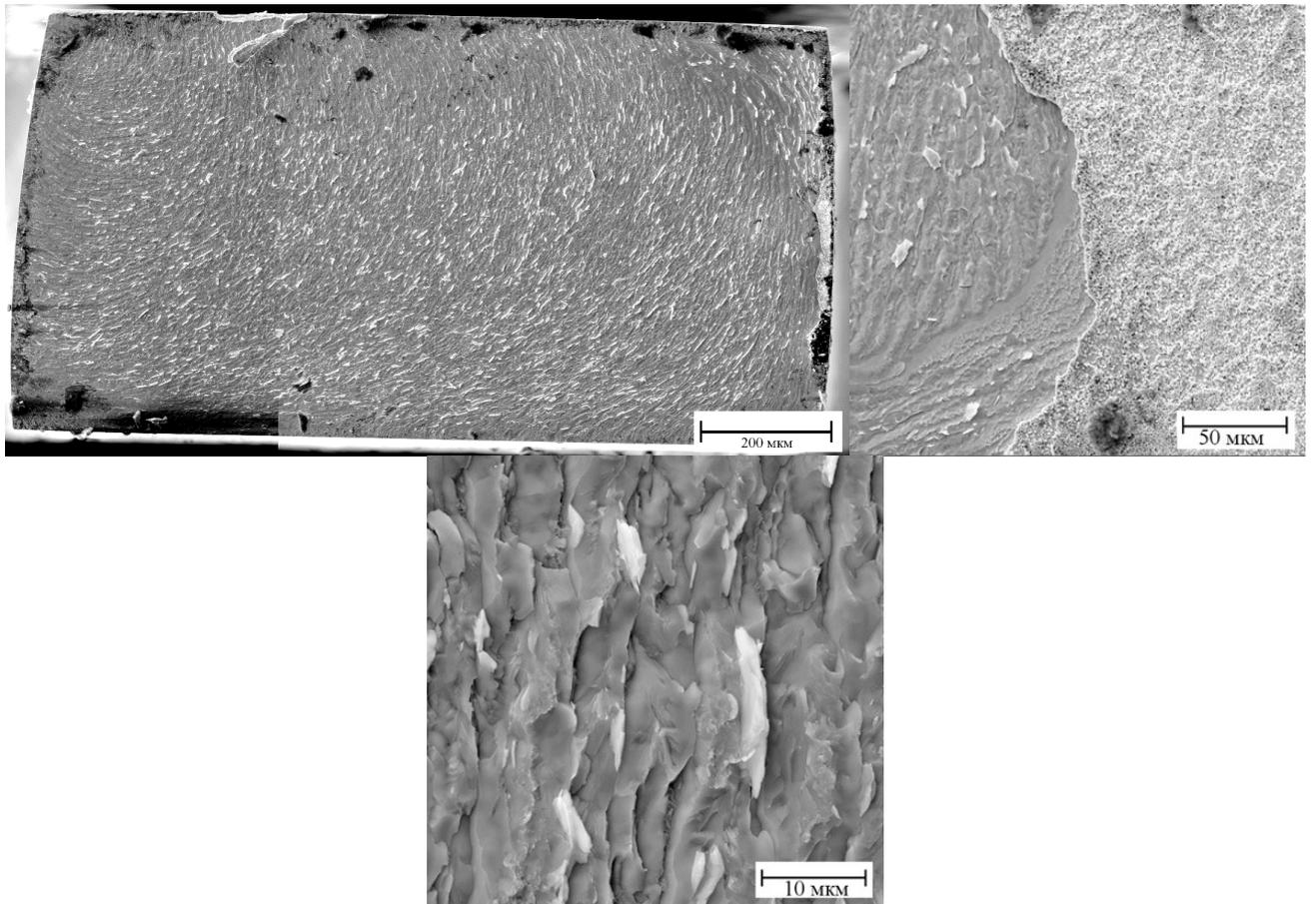


Рисунок 4.3 – Излом образца после сварки давлением через КЗ никель при 750 °С



Рисунок 4.4 – Излом образца после сварки давлением через КЗ никель при 800 °С

4.2.3 Сварка давлением через прослойку из НС никеля

Для определения зоны разрушения было проведено исследование поверхности излома образцов после механических испытаний. Как видно из рисунка 5а в образцах, полученных после сварки при температуре 650 °С с выдержкой 20 минут, разрушение идет по зоне сталь – никель (рисунок 5, а). При температурах 700 °С и выше разрушение наблюдается по зоне титан – никель, а именно по зоне интерметаллидов:

– в образцах, полученных после сварки при 700 °С, разрушение наблюдается по зоне $TiNi/TiNi_2$ (рисунок 5, б);

– в образцах, полученных после сварки при 750 °С, разрушение наблюдается по зоне в центре образца $TiNi/Ti_2Ni$, по краям $TiNi/TiNi_3$ (рисунок 5, в);

– в образцах, полученных после сварки при 800 °С, разрушение наблюдается по зоне $TiNi/TiNi_3$ и в некоторой части зоны $TiNi_3/Ni$ и $TiNi/Ti_2Ni$ (рисунок 5, г).

Использование наноструктурированной никелевой прослойки не решило проблему получения надежных соединений титанового сплава и нержавеющей стали, т.к. наблюдается образование напряжений в зоне соединения и разрушение

по интерметаллидам типа Ti_2Ni и $TiNi_3$, что связано со значительным изменением КТР фазы $TiNi$ (АМП в процессе охлаждения).

Перспективным способом повышения прочности соединения титановый сплав / никель является снижение температуры АМП интерметаллида $TiNi$ превращения. Этого можно достичь путем введения в зону соединения легирующих элементов в количестве нескольких процентов. Например незначительное содержание хрома в $TiNi$ существенно снижает температуру мартенситного превращения.

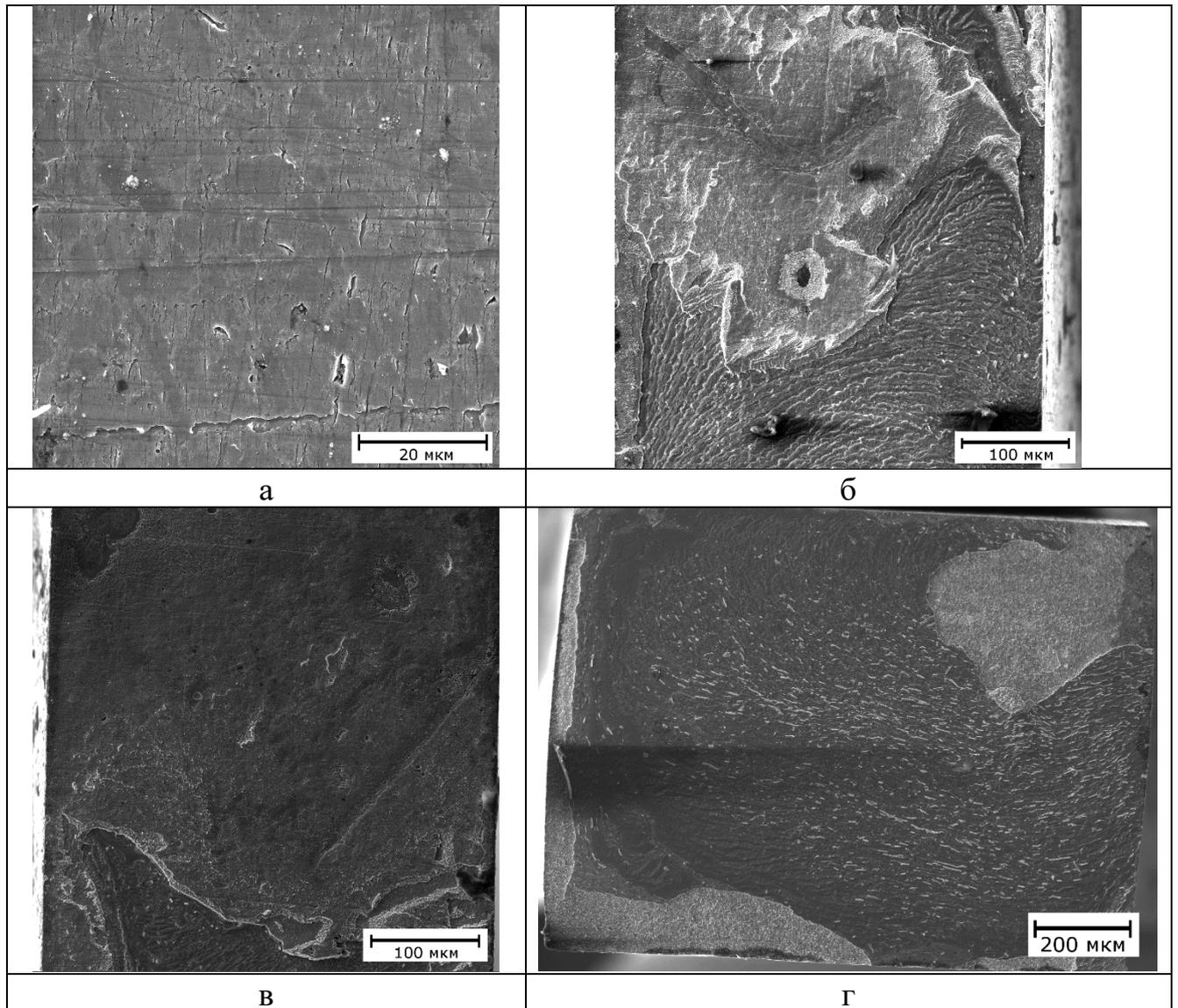


Рисунок 4.5 – Зона разрушения сваренных образцов после испытаний а) 650 °С, б) 700 °С, в) 750 °С, г) 800 °С

4.3 Влияние интерметаллидов на разрушение соединения

При сварке давлением зона соединения титановый сплав – прослойка из никеля имеет сложную структуру, и прочность этого соединения будет зависеть от прочности всех образующихся слоев. Таким образом необходимо учитывать коэффициенты термического расширения (КТР) образующихся слоев интерметаллидов системы Ti-Ni. Кроме КТР, необходимо учитывать и изменение КТР при аустенитно-мартенситном превращении (АМП), которое проходит в интерметаллиде TiNi. Температура начала АМП зависит от содержания основных элементов и элементов примесей в интерметаллиде и может находиться в районе 100 °С и ниже.

Рассмотрим влияние КТР и объемного эффекта при АМП на прочность соединения. Для этого оценим величину деформаций, возможных при изменении объема при охлаждении и при АМП. При нагреве происходит термическое расширение деталей, при охлаждении сжатие. Изменение объема можно рассчитать по формуле [116]:

$$\Delta V = \beta \cdot V \cdot \Delta T \quad (1)$$

где β – коэффициент объемного расширения металлов, V – исходный объем и ΔT – разница между начальной и конечной температурами.

Линейный коэффициент термического расширения определяли по формуле:

$$\alpha = \frac{\beta}{3} \quad (2)$$

Изменение длины образца при нагревании или охлаждении можно определить из формулы:

$$\Delta l = \alpha \cdot l \cdot \Delta T \quad (3)$$

где l – длина образца, ΔT – разница между начальной и конечной температурой.

Согласно формуле 3 вычислили изменение длины на небольших участках зоны соединения, и оценить деформацию при снижении или повышении температур. В таблице 4.1 представлены результаты расчета деформации ϵ при охлаждении образца с 25 °С до 10 °С. Линейная деформация при охлаждении образцов различается для разных фаз, но все фазы деформируются с одинаковым

знаком. Меньше деформируется в процессе термоциклирования титановый сплав, наибольшим изменениям размера подвержена сталь. Никель имеет промежуточное значение КТР.

Существенные отличия в значениях термических деформаций будут между слоями ПТ-3В и Ti_2Ni , однако эти значения не превысят 0,026 %, что лежит в пределах упругости материалов. В случае термоциклирования эта деформация может приводить к усталостному разрушению. При таких деформациях наиболее вероятное место разрушения образцов окажется на границе ПТ-3В / Ti_2Ni . При наличии концентраторов напряжений в виде хрупких интерметаллидных включений системы Ti-Fe этот эффект окажет более существенное влияние на свойства соединения.

Таблица 4.1. Изменение линейных размеров при разнице температур в 15 °С.

	ПТ-3В	Ti_2Ni	TiNi	$TiNi_3$	Ni	12X18H10T
КТР, $10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$	8,6	16	11	12	13	16,6
e	0,0129	0,024	0,0165	0,018	0,0195	0,0249

Изменение объема при АМП В19-В19' показано в таблице 4.2. В процессе охлаждения интерметаллида TiNi происходит цепочка превращений B2 \rightarrow R (350 К), R \rightarrow В19 и превращение R \rightarrow В19' (330) [100]. При этом первое превращение происходит с уменьшением объема и при определенной температуре. Как видим из таблицы 4.2 при первом превращении B2 \rightarrow В19 происходит уменьшение объема решетки на 0,3 единицы в линейном направлении. При превращении R-В19' происходит увеличение линейных размеров ячейки на 0,5%. Однако надо учитывать, что АМП происходит в интервале температур, что в свою очередь приводит к скачкообразному изменению объема. Такое скачкообразное изменение объема при АМП в области границ TiNi-TiNi₃ и Ti_2Ni -TiNi и приведет к образованию сетки трещин.

Таблица 4.2. Параметры элементарной ячейки TiNi согласно [117]

		<i>a</i>	<i>b</i>	<i>c</i>	γ	<i>V</i>	ΔV	<i>e</i>
	B2	3,014	4,262	4,262	90	54,75	0	0
АМП	B19	2,84	4,602	4,12	90	53,85	-0,90	-1,646
АМП2	B19'	2,898	4,646	4,108	97,8	54,8	0,05	0,09

Прохождение АМП в интерметаллиде TiNi приводит к существенному изменению КТР фазы примерно в 10 раз [106]. При этом изменение КТР может быть с разным знаком, что может приводить к изменению напряжений в зоне соединения при охлаждении и нагреве от сжимающих к растягивающим и наоборот. Таким образом при изменении КТР фазы TiNi термическая деформация при охлаждении в интервале температур АМП будет значительно больше, чем в соседних слоях. Охлаждение на 15 °С приведет к линейным деформациям в 0,165% фазы TiNi, если учитывать изменение КТР до $110 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ согласно [106].

Следует отметить, что на образцах, сваренных при 750 °С и затем охлажденных до 10 °С, после травления в хлористом бутаноле (HClO₄ 20 мл, бутанол 200 мл) были обнаружены периодически расположенные мелкие трещины (рисунок 3.23). Трещины располагались в двух слоях – Ti₂Ni и TiNi₃. В слое TiNi трещины не обнаружены. Среднее расстояние между микротрещинами составляло $70,3 \pm 37,8$ мкм, Средний угол наклона микротрещины к межфазной границе в материале 30,1°. Средняя толщина фазы TiNi₃, определенная металлографически, равна $13,3 \pm 1$ мкм. Толщина трещины $0,16 \pm 0,04$ мкм. Для определения деформаций, необходимых для образования трещин подобного размера, взяли отношение ширины трещины к расстоянию между трещинами. Расчет деформации для раскрытия трещины выполнен из отношения ширины трещины к среднему расстоянию между трещинами вдоль границы соединения. Относительное удлинение фазы TiNi₃ за счет трещин составило 0,23 %. Для хрупких интерметаллидов это довольно высокая деформация, которая может привести к их разрушению.

Таким образом, АМП в TiNi приводит к сильной деформации зоны соединения и его влияние значительно выше, чем влияние базовой линии КТР (без

учета АМП превращения) при охлаждении образцов в интервале температур от 0 до 100 °С.

4.4 Выводы по главе 4

Разрушение соединения ПТ-3В и нержавеющей стали 12Х18Н10Т через прослойку из никеля, полученного при температуре 650 °С, происходит по границе прослойка / нержавеющая сталь. Прочность соединения титанового сплава и прослойки при этом оказывается выше. Повышение температуры приводит к повышению прочности соединения прослойки и нержавеющей стали и разрушение проходит по границе титановый сплав / прослойка.

Разрушение при температурах выше 700 °С проходит по интерметаллидным слоям Ti_2Ni / $TiNi$ и $TiNi$ / $TiNi_3$. Это не противоречиво объясняется влиянием высоких напряжений, возникающих в слое $TiNi$ из-за аномально высокого изменения КТР в момент прохождения температуры АМП, которая в нелегированном $TiNi$ расположена чуть выше комнатной температуры. После сварки при 700 °С интерметаллидные слои тонкие, деформация от АМП минимальна, поэтому при 700 °С наблюдается максимальная прочность на растяжение.

Изменение КТР в результате АМП интерметаллида $TiNi$ оказывает значительно большее влияние на прочность соединения в интервале температур превращения, чем при учете только стандартных КТР соединяемых металлов. Так в результате охлаждения образцов соединения на 35 °С максимальная термическая деформация наблюдается на границе соединения ПТ-3В / Ti_2Ni , где и должно находится наиболее вероятное место разрушения. Однако разрушение проходит по границам интерметаллидных слоев с участием $TiNi$.

Температуру начала и интервал АМП возможно снизить с помощью легирования $TiNi$ различными элементами. Как было показано в литературном обзоре наиболее эффективно применить Cr.

ГЛАВА 5. СВАРКА ДАВЛЕНИЕМ ЧЕРЕЗ ПРОСЛОЙКУ ИЗ НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА X2H98

5.1 Микроструктура соединения через прослойку X2H98

Использование наноструктурированной никелевой прослойки не привело к решению проблемы создания надежного соединения титанового сплава и нержавеющей стали. Уменьшение толщины диффузионной зоны образующихся интерметаллидов на границе ПТ-3В / никелевая прослойка и снижение температуры образования соединения не привели к повышению прочности соединения. В диффузионной зоне соединения присутствует интерметаллид TiNi с АМП, которое приводит к разрушению соединения по интерметаллидам Ti_2Ni и $TiNi_3$.

Как было отмечено ранее, наиболее эффективным способом снизить температуру АМП в интерметаллиде TiNi является легирование различными элементами, например, незначительное содержание хрома в TiNi существенно снижает температуру мартенситного превращения [11]. Для введения хрома в диффузионную зону ПТ-3В / никель необходимо легировать прослойку никеля, для чего был получен сплав никеля, содержащий 2% хрома (X2H98).

Была получена серия образцов соединения ПТ-3В / X2H98 / 12X18H10T по исследуемым режимам диффузионной сварки, проведено исследование микроструктуры соединений.

В процессе соединения при температуре 650 °С в течение 20 минут в зоне соединения титановый сплав/никель остаются поры или непровары, образцы разрушались в процессе вырезки. Диффузионная зона соединения титанового сплава и прослойки имеет ту же структуру, как и в случае соединения с никелем.

На фотографиях микроструктуры образцов, полученных после сварки при 650 °С, (рисунок 5.1) наблюдали соединение титанового сплава ПТ-3В и прослойки X2H98. На границе соединения образовались слои интерметаллидов Ti_2Ni , TiNi и $TiNi_3$. Диффузионная сварка при температурах 650 и 700 °С не привела к существенному изменению приграничной области титанового сплава, в

диффузионной зоне титановый сплав / прослойка интерметаллида Ti_2Ni практически не видно. Увеличение температуры сварки привело к увеличению толщины всех слоев интерметаллидов на границе титановый сплав – никель. После сварки при $650\text{ }^\circ\text{C}$ обнаруживается цепочка пор на границе $TiNi_3/X2H98$. После сварки при $700\text{ }^\circ\text{C}$ пор и трещин в зоне соединения не видно. После сварки давлением при $750\text{ }^\circ\text{C}$ обнаруживается протяженная трещина в слое $TiNi_3$, а после сварки при $800\text{ }^\circ\text{C}$ – в слое Ti_2Ni .

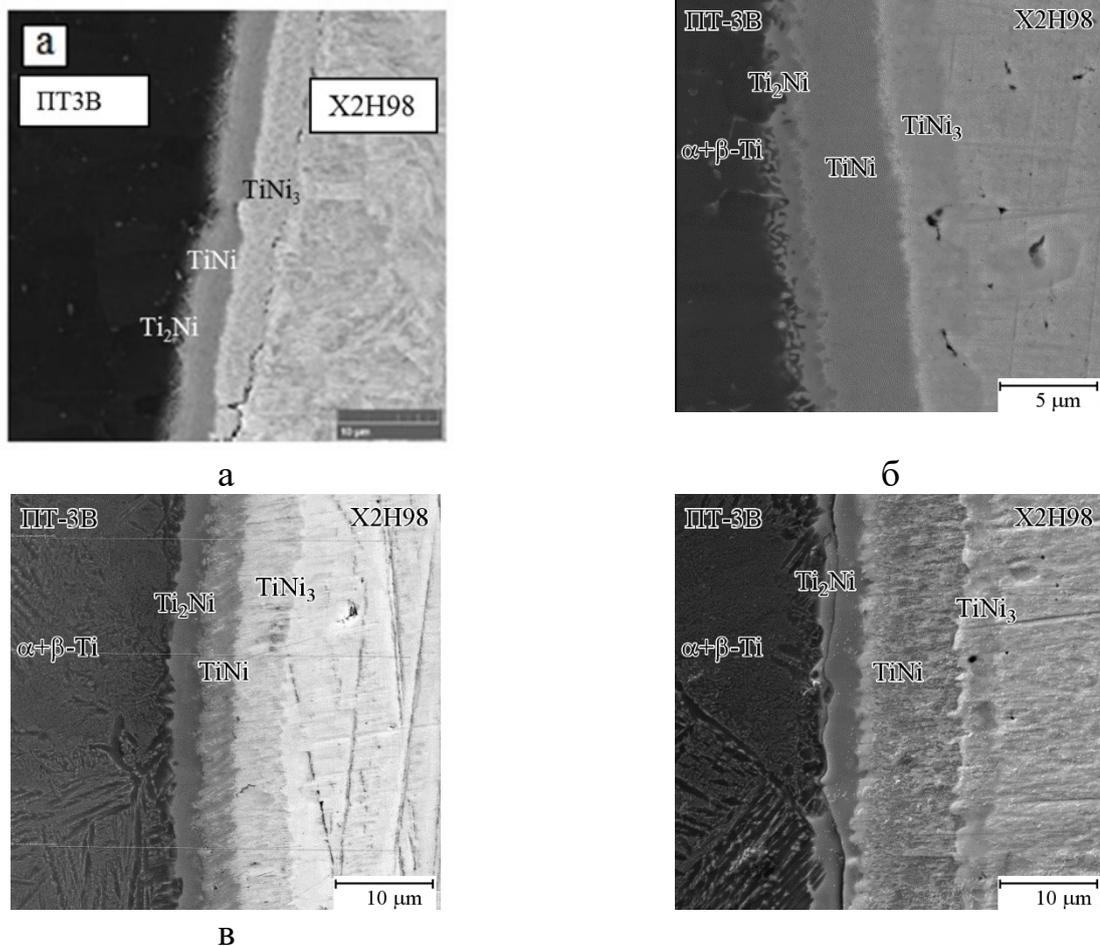


Рисунок 5.1 – Микроструктура зоны соединения титановый сплав – X2H98 при различных температурах: а) $650\text{ }^\circ\text{C}$ б) $700\text{ }^\circ\text{C}$, в) $750\text{ }^\circ\text{C}$, г) $800\text{ }^\circ\text{C}$ и времени сварки 20 мин

Элементный состав зоны соединения определили методами энергодисперсионного анализа (рисунок 5.2). При различных температурах сварки давлением изменение состава носит одинаковый характер: в центре диффузионной

зоны образуется область состава 40...45 % титана и 53...57 % никеля. В составе зоны интерметаллидов Ti-Ni присутствует хром. В слое TiNi его содержание после сварки при 700, 750 и 800 °С составляет примерно 0,2%, 0,25%, и 0,6%, соответственно. Основная часть хрома накапливается в тонком слое у границы TiNi₃/X2H98. При температуре 650 °С количества хрома в зоне TiNi₃ примерно 5%. В этом слое соотношение Cr:Ti близко к 2:1, что свидетельствует об образовании интерметаллида TiCr₂. С повышением температуры количество хрома в этой области увеличилось до 10%. Формирование слоев интерметаллидов происходит примерно так же, как и в случае никеля.

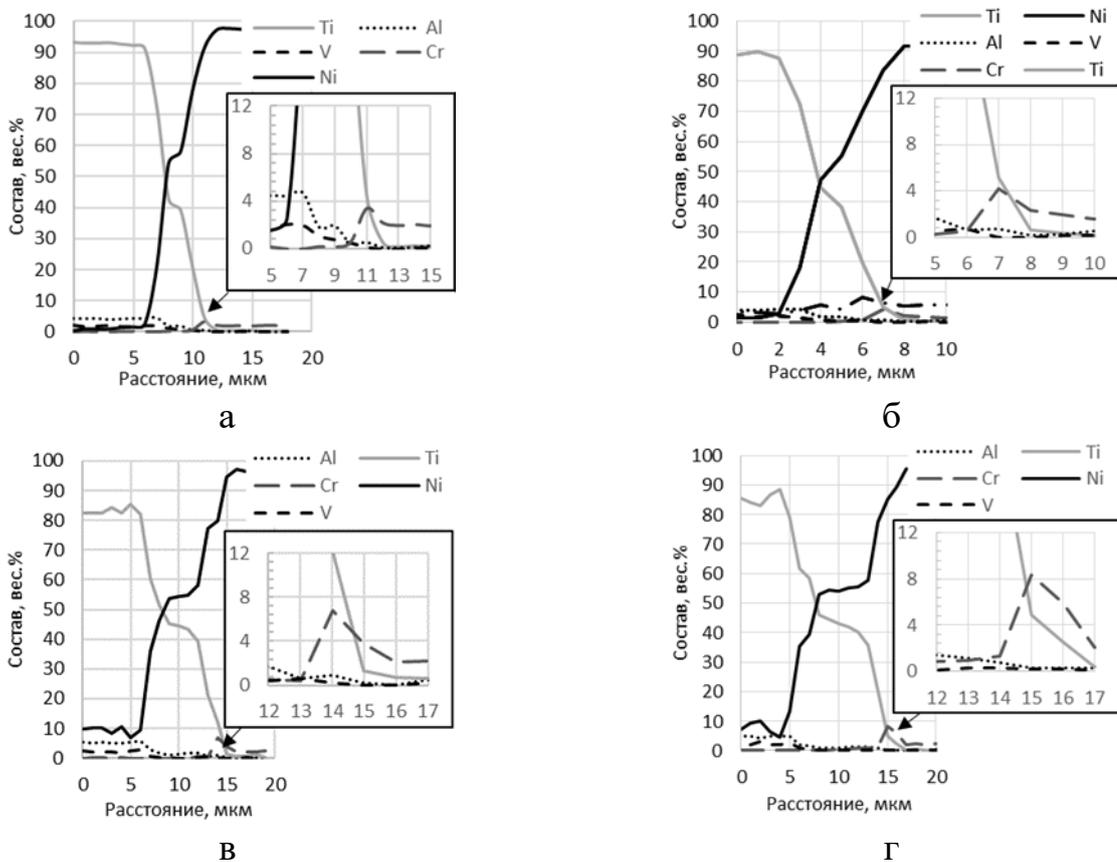


Рисунок 5.2 – Изменение состава элементов в зоне соединения ПТ-3В – X2H98 после сварки в течение 20 мин при различных температурах: а) 650 °С, б) 700 °С, в) 750 °С, г) 800 °С

После сварки давлением через никелевый сплав X2H98 при 700 °С значения толщины интерметаллидных зон примерно такие же, как в случае никеля. Выше 700 °С суммарная толщина интерметаллидных слоев меньше, чем в случае

использования НС никелевой прослойки. Особенно сильна разница после сварки при $T = 750\text{ }^{\circ}\text{C}$, где суммарная толщина отличается более, чем в 2 раза (около 4 мкм в случае X2H98 и 9 мкм в случае никеля). При $T=800\text{ }^{\circ}\text{C}$ разница уменьшается (9 мкм и 11 мкм, соответственно).

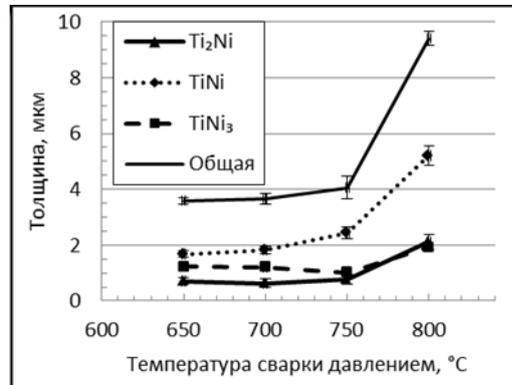


Рисунок 5.3 – Изменение толщины интерметаллидного слоя в зоне соединения ПТ-3В – X2H98 в зависимости от температуры сварки давлением

При использовании прослойки из X2H98 наибольшей прочностью $\sigma_B=393\pm 19\text{ МПа}$ обладает образец, полученный сваркой давлением при $T = 700\text{ }^{\circ}\text{C}$, повышение температуры приводит к снижению прочности (рисунок 5.4). Из сравнения этих результатов с данными для никелевой прослойки видно, что, хотя максимальные значения прочности в случае X2H98 и никеля одинаковы, падение прочности в случае X2H98 не столь резкое: при $750\text{ }^{\circ}\text{C}$ прочность заметно выше, чем при использовании никеля. Сваркой давлением при температуре $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ и давлении 4 МПа в течение 20 мин соединение не было получено.

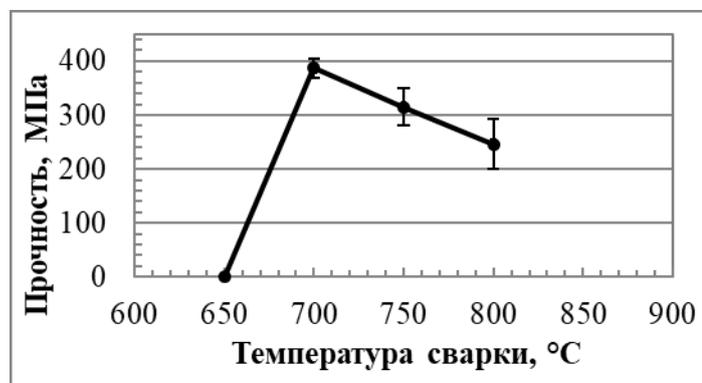


Рисунок 5.4 – Прочность соединения на отрыв через прослойку из X2H98

5.3 Разрушение соединения через прослойку из X2H98

На рисунке 5.5 представлены поверхности разрушения образцов, сваренных через прослойку сплава X2H98. При 650 °С соединение не формируется, и образец разрушается по исходным поверхностям прослойка – нержавеющая сталь, как и в случае сварки давлением через прослойку из чистого никеля. После сварки при 700 °С, 20 мин разрушение происходит по границе X2H98/ нержавеющая сталь. После сварки при 750 °С большая часть разрушения проходит по $TiNi_3$ /X2H98, а минимальная часть (край образца) по слою Ti_2Ni . После сварки при 800 °С разрушение проходит по поверхности Ti_2Ni и только небольшая часть разрушения (по-видимому, в зоне долома) прошла по поверхности $TiNi_3$ / $TiNi$.

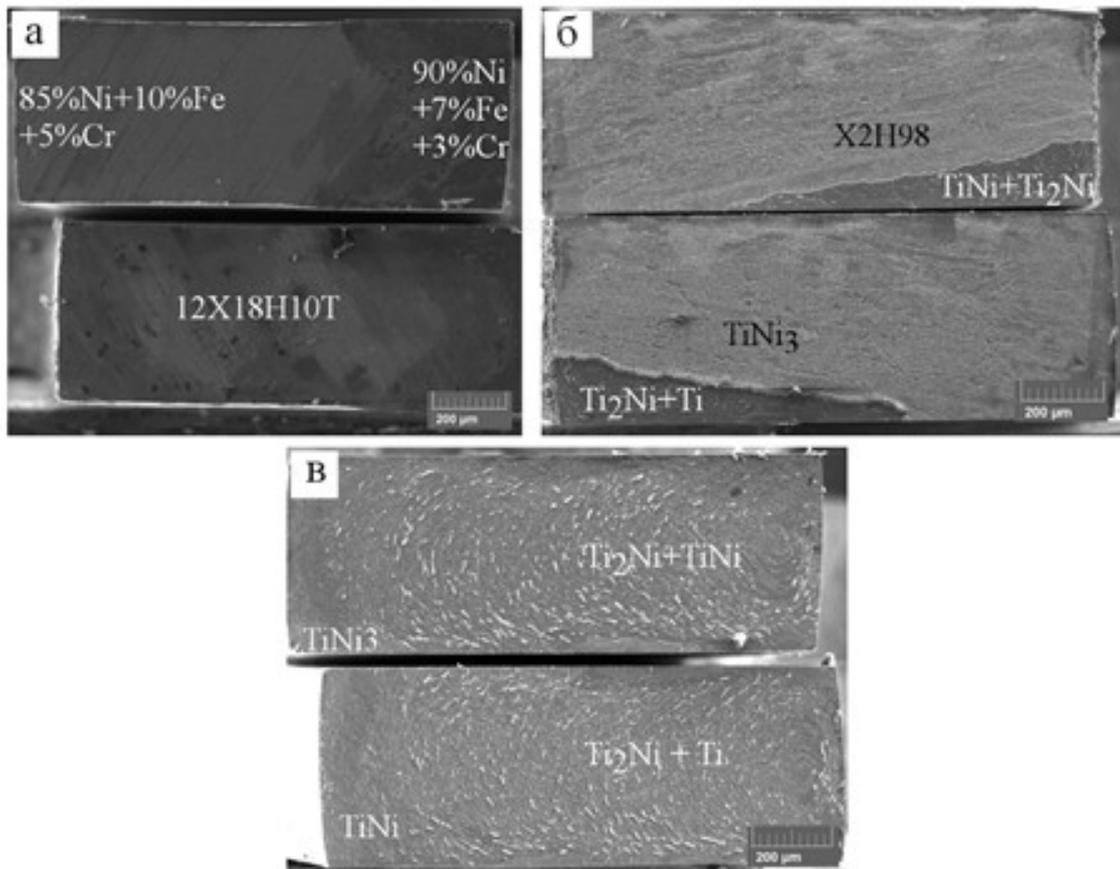


Рисунок 5.5 – Поверхности излома образцов, полученных сваркой давлением через сплав X2H98 при различных температурах: а) 700 °С; б) 750 °С; в) 800 °С и разрушенных в ходе деформации растяжением при комнатной температуре

После сварки через Ni прослойку разрушение всегда проходит в слоях Ti_2Ni / $TiNi$ или $TiNi$ / $TiNi_3$. И это не противоречиво объясняется влиянием высоких

напряжений, возникающих в слое TiNi из-за аномально высокого изменения КТР в момент прохождения температуры АМП, которая в нелегированном TiNi расположена выше комнатной температуры (в интервале 20...100 °С). После сварки при 700 °С интерметаллидные слои тонкие, деформация от АМП минимальная, поэтому при 700 °С наблюдается максимальная прочность на растяжение.

Рассмотрим влияние Cr на структуру шва и особенности разрушения. Несмотря на то, что в Ni добавлено всего 2 ат.% Cr, толщина слоев интерметаллидов Ti-Ni в шве заметно меньше, чем при использовании никелевой прослойки, особенно выше 700 °С. Такой феномен объясняется частичным блокированием диффузии никеля в сторону ПТ-3В слоем TiCr₂.

Из данных по исследованию микроструктуры шва и фрактографии следует, что место и характер разрушения в случае никеля и сплава X2H98 разные, и этот факт логично связать с действием хрома. Несмотря на связывание части хрома образующимся интерметаллидом TiCr₂, а также замедлением из-за его образования диффузии элементов, содержание хрома в слое TiNi достигает 0,2-0,6 %. Такое количество хрома в TiNi должно снизить температуру АМП примерно на 20-40 °С [11]. По-видимому, содержания хрома в несколько десятых долей процента действительно оказалось достаточно для уменьшения температуры АМП ниже комнатной температуры.

В зону разрушения ни на одном из образцов, сваренных через прослойку X2H98, не вовлечен слой TiNi, что свидетельствует о том, что АМП не является причиной разрушения при использовании прослойки X2H98.

Наибольшую прочность наблюдали после сварки при 700 °С и разрушение проходило по поверхности X2H98/нержавеющая сталь. Это свидетельствует о повышении прочности соединения титановый сплав ПТ-3В и прослойка при использовании X2H98. В настоящий момент не совсем ясно почему при разных местах разрушения значения σ_B равны в случае никеля и X2H98.

Рассмотрим теперь данные по образцам после сварки при T = 750 °С. Разрушение шва идет, в-основном, по поверхности между фазами TiNi₃ и X2H98, и это позволяет предположить, что причиной разрушения стал тонкий слой

образовавшейся там хрупкой фазы $TiCr_2$. Фаза $TiCr_2$ представляет собой фазу Лавеса с решеткой типа $MgZn_2$. КТР фазы $TiCr_2$ не является аномально высокой и составляет $10 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ [118]. Однако следует учесть, что фазы Лавеса являются компактными структурами, и их образование сопровождается сильным уменьшением объема, величина которого зависит от соотношения атомных радиусов компонентов [119]. Для $TiCr_2$ значение $R_{Ti}/R_{Cr} = 1,06$. Нам не удалось найти значение относительного изменения объема при формировании фазы $TiCr_2$. Однако для фаз Лавеса HfW_2 и ZrV_2 , в которых отношения радиусов атомов близки и составляют 1,07 и 1,08, соответственно, относительное изменение объема $\Delta V/V$ составляет – 1%. Растягивающих напряжений при таком изменении объема вполне достаточно для зарождения трещин в хрупких фазах. Небольшая часть поверхности разрушения образца проходит по слою фазы Ti_2Ni . Этот факт объясняется тем, что в этом слое при охлаждении образовалась трещина, расположенная в слое Ti_2Ni и на границе Ti/Ti_2Ni . Поскольку эта трещина не связана со слоем $TiNi$, то ее образование не вызвано АМП в $Ti(Ni,Cr)$ слое, а вызвано растягивающими напряжениями на границе Ti/Ti_2Ni . В таблице 4.1 представлены значения КТР контактирующих фаз и слоев. Как видим, в случае отсутствия АМП в слое $TiNi$ наиболее сильные изменения КТР возникают именно на границе Ti/Ti_2Ni , т.к. КТР фаза Ti_2Ni почти в 2 раза выше, чем у Ti .

Разрушение после сварки при $800 \text{ } ^\circ\text{C}$, в-основном, происходило по слою Ti_2Ni , чему причиной, как и в случае сварки при $T = 750 \text{ } ^\circ\text{C}$, являлась трещина, возникшая на стадии охлаждения в слоях Ti_2Ni и Ti/Ti_2Ni (рисунок 5.1г).

В заключение следует отметить, что выбор в качестве легирующей добавки Cr оказался не совсем удачным. Несмотря на то, что Cr сильно снижает температуру АМП, образующийся слой интерметаллида $TiCr_2$ связывает часть Cr , препятствует диффузии элементов и создает растягивающие напряжения на границе раздела $TiNi_3$ и X2H98.

5.3 Выводы по главе 5

Применение сплава X2H98 привело к легированию интерметаллида TiNi хромом в количестве 0,2-0,6 ат.%, что, по-видимому, снизило температуру аустенитно-мартенситного превращения ниже комнатной температуры, изменило вид и местоположения трещин в сварном шве.

При сварке через прослойку из сплава X2H98 происходит образование тонкого барьерного слоя $TiCr_2$, препятствующего диффузии хрома и никеля в формирующиеся слои интерметаллидов Ti_2Ni , TiNi и $TiNi_3$. При одинаковых условиях сварки это приводит к формированию более тонких слоев интерметаллидов Ti-Ni, чем при сварке через никелевую прослойку.

При использовании прослойки из сплава X2H98 наибольшая прочность на растяжение $\sigma_B = 393 \pm 19$ МПа достигается после сварки при $T = 700$ °С, 20 мин.

Ни на одном из образцов, сваренных через прослойку X2H98 и разрушенных при комнатной температуре, в поверхность разрушения не вовлечен слой TiNi, что свидетельствует о том, что аустенитно-мартенситное превращение не является причиной разрушения. После сварки при $T = 700$ °С, 20 мин разрушение развивается по поверхности X2H98/нержавеющая сталь. После сварки при $T = 750$ и 800 °С разрушение происходит по поверхностям $TiNi_3/X2H98+Ti_2Ni$ и Ti_2Ni , соответственно.

ГЛАВА 6. ВЛИЯНИЕ ВРЕМЕНИ И УСИЛИЯ ПРИ СВАРКЕ ДАВЛЕНИЕМ

6.1 Сварка давлением при различном времени выдержки

С целью увеличить прочность соединения X2H98 / 12X18H10T увеличили время выдержки при температуре 700 °С. Это привело к увеличению толщины зон TiNi и TiNi₃ (рисунок 6.1 – 6.3). А слой Ti₂Ni при выдержке 20 мин являлся не сплошным (глава 5 рисунок 5.1a). С увеличением времени выдержки толщина интерметаллида Ti₂Ni возросла, и он стал более заметный. Увеличение времени выдержки не привело к появлению трещин в этих слоях.

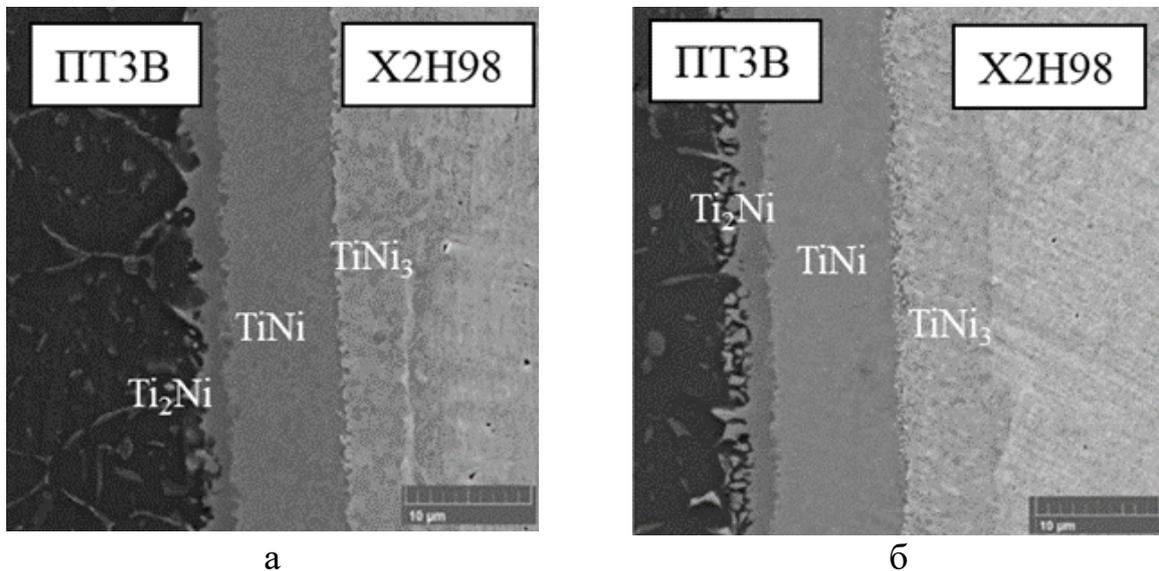


Рисунок 6.1 – Микроструктура зоны соединения ПТ-3В / Х2Н98 после сварки при 700 °С в течение а) 60 мин; б) 180 мин

Анализ распределения элементов в диффузионной зоне показал, что увеличение времени выдержки приводит к увеличению толщины интерметаллидов (рисунок 6.2). Хром с увеличением времени выдержки не проникал в область интерметаллидов более, чем на доли процента. Взаимодействие титана и хрома с образованием фазы TiCr₂ на границе X2H98 – интерметаллиды привело к образованию барьера, который не позволял диффундировать хрому в область интерметаллидов. Хром явился эффективным барьером диффузии никеля в титановый сплав.

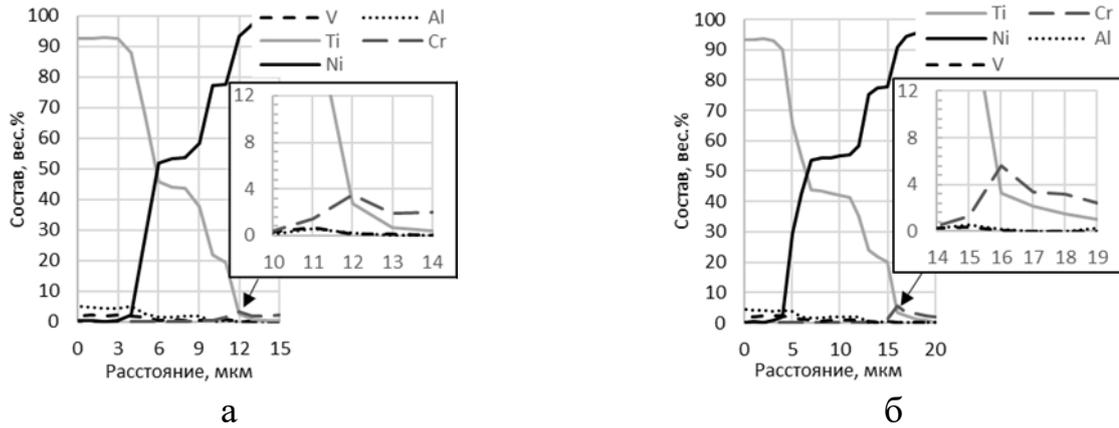


Рисунок 6.2 – Изменение состава элементов в зоне соединения ПТ-3В / Х2Н98 с различным временем выдержки при 700 °С

Из рисунка 6.3 видно, что повышение времени сварки увеличивает толщину слоев интерметаллидов. Увеличение толщины является резким до 60 мин. Толщины интерметаллидных слоев возрастают незначительно при увеличении времени выдержки свыше 60 мин.

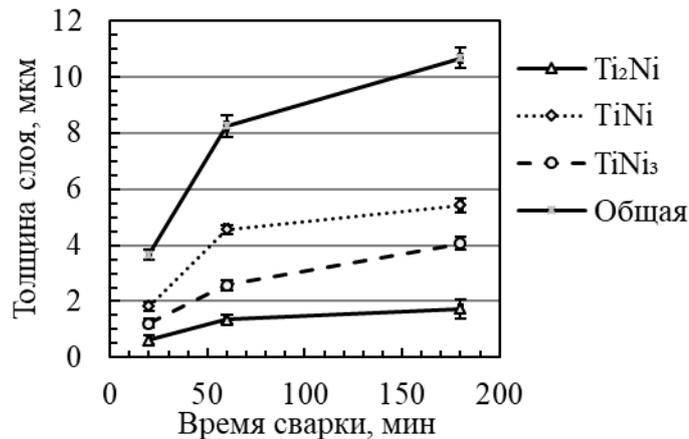


Рисунок 6.3 – Изменение ширины зоны соединения ПТ-3В / Х2Н98 после сварки давлением при 700 °С

Наибольшая прочность соединения в 390 МПа получена после сварки давлением при температуре 700 °С в течение 20 мин, повышение времени выдержки привело к снижению прочности. Прочность соединения резко снижается после выдержки 60 и 180 минут, как видно из рисунка 6.4.

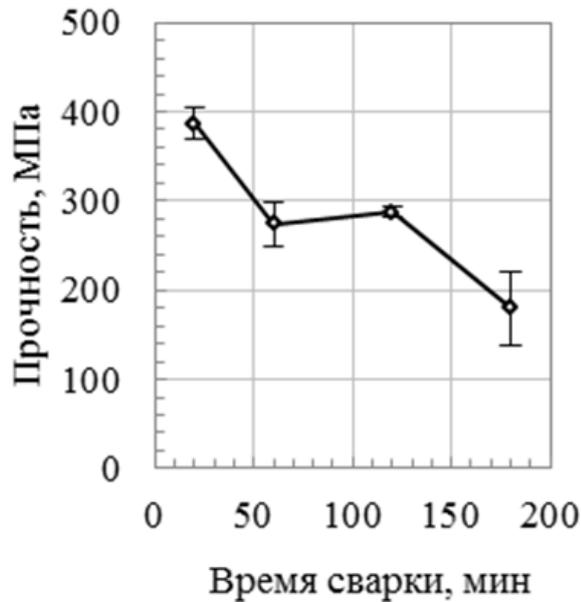


Рисунок 6.4 – Прочность соединения на отрыв в зависимости от времени выдержки

Разрушение наблюдали на границе ПТ-3В/Х2Н98, что свидетельствует о снижении прочности этой диффузионной зоны с увеличением времени выдержки.

6.2 Сварка давлением с увеличением нагрузки

С целью определения влияния нагрузки сварки давлением на прочность соединения титанового сплава и нержавеющей стали через прослойку из никеля были получены образцы при температуре сварки 700 °С, 20 мин под давлением 4, 8, 12 и 16 МПа.

Наибольшей прочностью в 470 МПа обладали образцы, полученные после сварки под давлением 12 МПа через прослойку из Х2Н98 (рисунок 6.5). Эта прочность составляет 82 % от прочности нержавеющей стали 12Х18Н10Т. Повышение нагрузки привело к снижению прочности, прочность соединения резко снижается при нагрузке 16 МПа. При использовании прослойки из никеля прочность соединения падает до 300 МПа.

У образцов с никелевой прослойкой наибольшая прочность в 380 МПа достигалась после сварки в интервале давлений 4-8 МПа. Дальнейшее увеличение сварочного давления привело к уменьшению прочности соединения до 300 МПа

(рисунок 6.5). Как видим, использование прослойки из сплава X2H98 позволило повысить прочность соединения титанового сплава и нержавеющей стали.

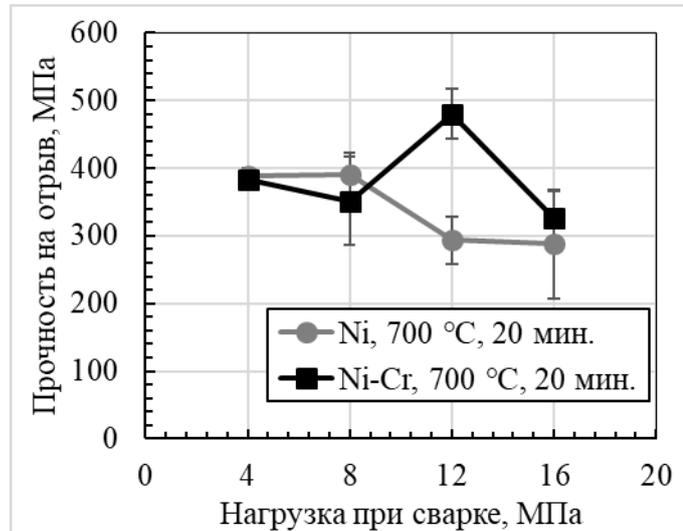


Рисунок 6.5 – Влияние нагрузки сварки давлением при температуре 700 °С, 20 мин на прочность соединения

На рисунке 6.6 показана микроструктура изломов образцов, полученных после сварки давлением при 700 °С в течение 20 мин через прослойку из сплава X2H98. Разрушение образцов при механических испытаниях происходит по границе титановый сплав / X2H98, а именно по границе интерметаллидов $Ti_2Ni+TiNi/TiNi_3$. Разрушение соединения через прослойку из никеля НП2 происходит по так же по слоям интерметаллидов Ti_2Ni и $TiNi_3$.

В главе 5 было показано, что разрушение соединения, полученного сваркой давлением 4 МПа при 700 °С в течение 20 мин через никелевую прослойку, происходит по границе X2H98 / 12X18H10T. Повышение сварочного давления приводит к изменению места разрушения к границе ПТ-3В / X2H98.

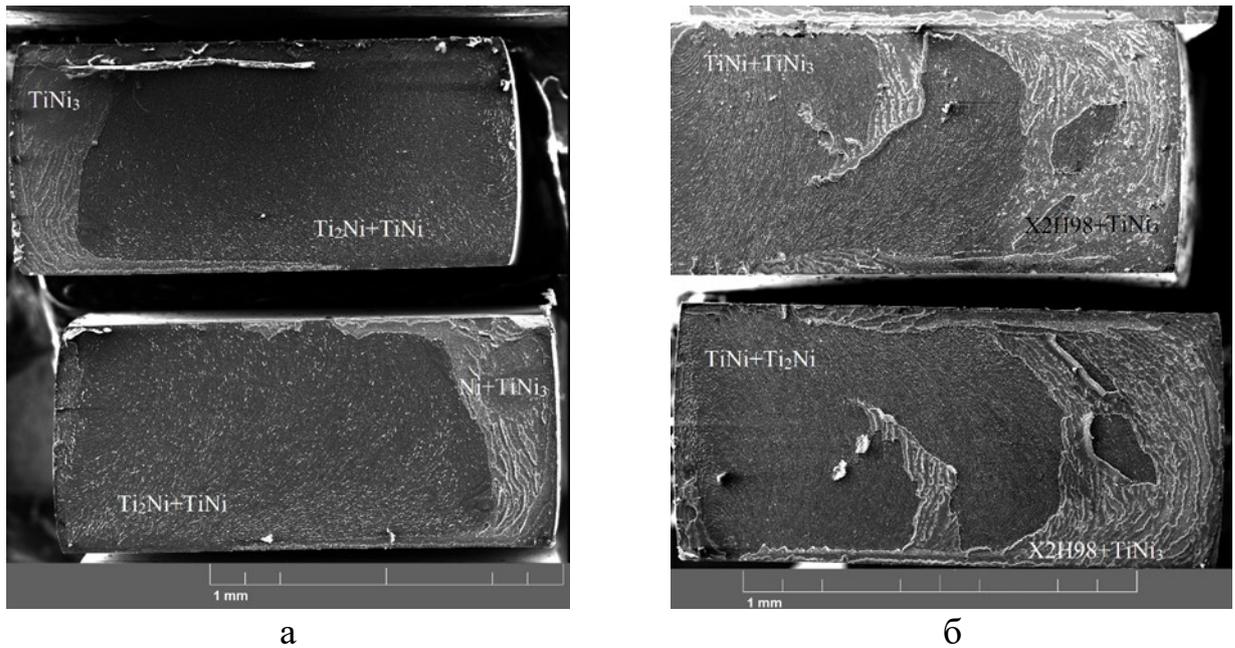


Рисунок 6.6 – Зона разрушения образцов после сварки давлением при 700 °С, 20 мин при а) 8 и б) 16 МПа после механических испытаний

6.3 Выдержка соединения при пониженных температурах.

На прочность соединения оказывает влияние температура, время, давление сварки, исходная микроструктура и состав прослойки, что было показано выше. В главе 3 и 4 было показано, что в интерметаллиде $TiNi$ происходит аустенитно-мартенситное превращение, а использование сплава X2H98 вероятно снизило температуру начала АМП, или подавило его. Так как АМП протекает при снижении температуры, необходимо определить влияние температуры выдержки образцов после сварки давлением на механические свойства соединения.

С целью подтвердить предположение о влиянии температуры охлаждения на прочность соединения был проведен эксперимент на образцах, полученных сваркой при 700 °С в течение 20 мин и под различной сварочной нагрузкой. Для проведения механических испытаний при комнатной температуре сваренные образцы охладили до +10 °С в случае использования прослойки из никеля и до -10 °С в случае использования прослойки из сплава X2H98.

Как уже отмечалось, у образцов с никелевой прослойкой после выдержки при 25 °С наибольшая прочность в 380 МПа достигается после сварки в интервале

давлений 4-8 МПа. Дальнейшее увеличение сварочного давления приводит к уменьшению прочности соединения до 300 МПа (рисунок 6.7а). После выдержки сваренных образцов при 10 °С прочность соединения падает до 150...250 МПа (рисунок 6.7а). В образцах с прослойкой Х2Н98 после выдержки при 25 °С наибольшая прочность в 490 МПа достигается после сварки под давлением 12 МПа (рисунок 6.7б). После выдержки сваренных образцов при -10 °С прочность соединения падает до 150...300 МПа, при этом наибольшая прочность также наблюдается после сварки под давлением 12 МПа (рисунок 6.7б).

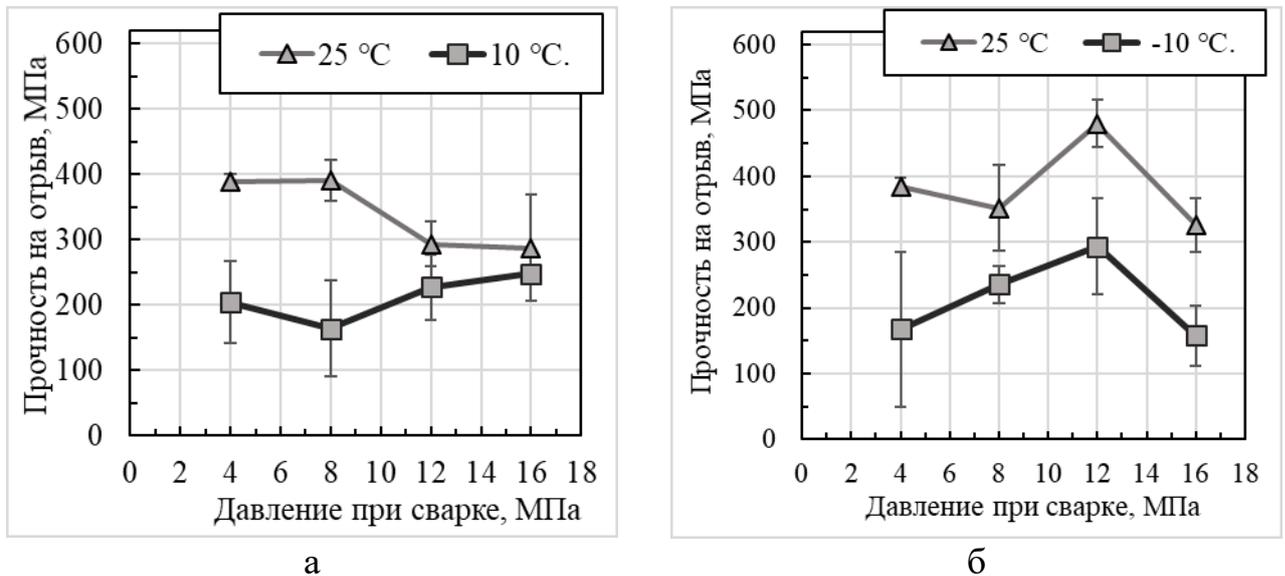


Рисунок 6.7 – Влияние сварочного давления на прочность соединения титанового сплава ПТЗВ и нержавеющей стали 12Х18Н10Т через прослойку из (а) никеля НП-2, (б) сплава Х2Н98. Сварку производили при 700 °С, 20 мин

Исследование микроструктуры зон разрушения показало, что образцы сваренные через никелевую прослойку независимо от температуры выдержки всегда разрушались с «участием» слоя TiNi: либо по границе Ti₂Ni/TiNi, либо по границе TiNi/TiNi₃. Разрушение образцов сваренных через прослойку Х2Н98 при 4 МПа, 700 °С, 20 мин происходило по границе Х2Н98/12Х18Н10Т (рисунок 6.8а). После сварки при более высоком давлении и выдержке при 25 °С разрушение проходило по границе интерметаллидов Ti₂Ni+TiNi/TiNi₃ (рисунок 6.8в). После выдержки при -10°С разрушение образцов, сваренных через прослойку Х2Н98, проходило по интерметаллидам Ti₂Ni+TiNi/TiNi₃ (рисунок 6.8б).

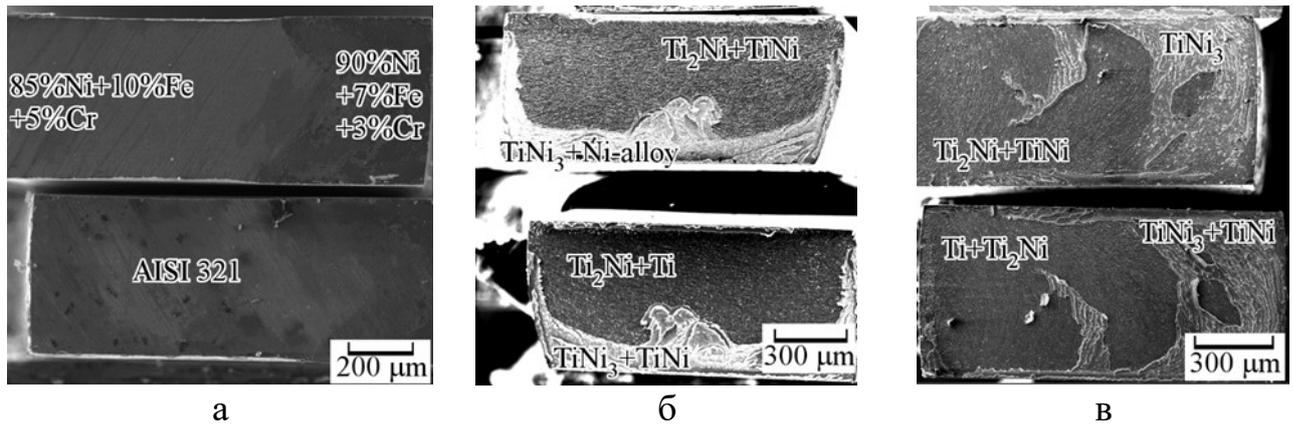


Рисунок 6.8 – Зоны разрушения образцов сваренных через прослойку X2H98 при 700 °С, 20 мин под давлением (а,б) 4 МПа и (в) 16 МПа после выдержки при (а,в) 25 °С и (б) -10 °С

При использовании прослойки из сплава X2H98 факт увеличения прочности соединения после выдержки при 25 °С, а также более медленное падение прочности при уменьшении температуры выдержки можно объяснить смещением температурного интервала АМП интерметаллида TiNi к более низким температурам. По-видимому, в случае X2H98 при комнатной температуре АМП только начинается, и его негативное влияние на прочность меньше, чем в случае никелевой прослойки, где АМП развилось в большей степени. Дальнейшее увеличение прочности при комнатной температуре возможно в случае, если удастся довести концентрацию элементов, снижающих температурный интервал АМП в интерметаллиде TiNi до такой степени, чтобы этот интервал сместился ниже комнатной температуры.

6.4 Выводы по главе 6

Наибольшей прочностью в 470 МПа обладали образцы, полученные после сварки под давлением 12 МПа через прослойку из X2H98.

При использовании прослойки из X2H98 факт увеличения прочности соединения после выдержки при 25 °С, а также более медленное падение прочности при уменьшении температуры выдержки можно объяснить смещением температурного интервала АМП интерметаллида TiNi к более низким

температурам. По-видимому, в случае X2H98 при комнатной температуре АМП только начинается и его негативное влияние на прочность меньше, чем в случае никелевой прослойки, где АМП развилось в большей степени. Дальнейшее увеличение прочности при комнатной температуре возможно в случае, если удастся довести концентрацию элементов, снижающих температурный интервал АМП в интерметаллиде TiNi до такой степени, чтобы этот интервал оказался ниже комнатной температуры.

ВЫВОДЫ

1. При использовании никелевой прослойки наибольшая прочность на отрыв составляет около 400 МПа как для наноструктурного, так и для крупнозернистого состояния. При этом температура формирования максимума прочности при использовании НС никеля на 50 °С ниже, чем при использовании крупнозернистого никеля.

2. Образцы сваренные через никелевую прослойку разрушаются по межфазным границам $Ti_2Ni/TiNi$ и $TiNi/TiNi_3$ из-за значительного знакопеременного изменения КТР в результате аустенитно-мартенситного превращения в слое $TiNi$.

3. После сварки давлением титанового сплава и нержавеющей стали через никелевую прослойку при температурах выше 700 °С в слоях Ti_2Ni и $TiNi_3$ обнаружены равномерно распределенные микротрещины, в то время как в слое $TiNi$ они не обнаружены. Возникновение трещин обусловлено значительным изменением КТР при аустенитно-мартенситном превращении в слое $TiNi$.

4. При использовании прослойки X2H98 в разрушение не вовлечен слой $TiNi$, что свидетельствует о том, что легирование интерметаллида $TiNi$ хромом в количестве 0,2-0,6 ат.% сместило температурный интервал аустенитно-мартенситного превращения к более низким температурам.

5. При сварке давлением через прослойку из сплава X2H98 на границе титановый сплав / прослойка происходит образование тонкого слоя $TiCr_2$, препятствующего диффузии хрома и никеля в формирующиеся слои интерметаллидов Ti_2Ni , $TiNi$ и $TiNi_3$. При одинаковых условиях сварки это приводит к формированию более тонких слоев интерметаллидов $Ti-Ni$, чем при сварке через прослойку из чистого никеля.

6. Сварка давлением 12 МПа при 700 °С в течение 20 мин титанового сплава ПТ-3В и нержавеющей стали 12Х18Н10Т через прослойку X2H98 позволяет

получить прочность на отрыв 490 МПа, что составляет 82% прочности нержавеющей стали.

7. Выдержка сваренных образцов при температуре ниже комнатной приводит к снижению прочности соединения при комнатной температуре как в случае никелевой прослойки, так и сплава X2N98. Однако в случае сплава X2N98 сопоставимое снижение прочности происходит при охлаждении до более низких температур, что свидетельствует о том, что легирование слоя TiNi хромом приводит к смещению температурного интервала аустенитно-мартенситного превращения к более низким температурам.

СПИСОК СОКРАЩЕНИЙ

ОМ – оптическая металлография

РЭМ – растровая электронная микроскопия

BSE – back-scattered electrons (растровая электронная микроскопия в режиме обратно-рассеянных электронов)

SE – secondary electrons (растровая электронная микроскопия в режиме вторичных электронов)

EBSД – electron backscattered diffraction (дифракция обратно-рассеянных электронов)

ИПД – интенсивная пластическая деформация

АМП – аустенитно-мартенситное превращение

КТР – коэффициент термического расширения

НС – наноструктурный

КЗ – крупнозернистый

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Kundu, S. Effects of Intermetallic Phases on the Bond Strength of Diffusion Bonded Joints between Titanium and 304 Stainless Steel using Nickel Interlayer / S. Kundu, S. Chatterjee, D.L. Olson, B. Mishra // Metallurgical and materials transactions A – 2007. – V. 38A. – P. 2053-2060.
2. Kundu, S., Characterization of diffusion bonded joint between titanium and 304 stainless steel using a Ni interlayer / S. Kundu, S. Chatterjee // Materials Characterization – 2008. – V. 59 – I. 5. – P. 631-637.
3. Kundu, S. Interfacial microstructure and mechanical properties of diffusion-bonded titanium–stainless steel joints using a nickel interlayer / S. Kundu, S. Chatterjee // Materials Science and Engineering A. – 2006. – V. 425. – I. 1-2. – P. 107-113.
4. Thirunavukarasu, G. Effect of Bonding Temperature on Interfacial Reaction and Mechanical Properties of Diffusion-Bonded Joint Between Ti-6Al-4V and 304 Stainless Steel Using Nickel as an Intermediate Material / G. Thirunavukarasu, S. Kundu B. Mishra S. Chatterjee // Metallurgical and materials transactions A. – 2014. – V. 45A. – P. 2067-2077.
5. Thirunavukarasu, G. Effect of Bonding Time on Interfacial Reaction and Mechanical Properties of Diffusion-Bonded Joint Between Ti-6Al-4V and 304 Stainless Steel Using Nickel as an Intermediate Material / G. Thirunavukarasu, S. Kundu B. Mishra S. Chatterjee // Metallurgical and materials transactions A. – 2014. – V. 45A. – P. 2078-2090.
6. Sam, S. Diffusion bonding of titanium alloy to micro-duplex stainless steel using a nickel alloy interlayer: Interface microstructure and strength properties. / S. Sam, S. Kundu, S. Chatterjee // Materials and Design. – 2012. – V. 40 – P. 237–244.
7. Kundu, S. Diffusion Bonding of 17-4 Precipitation Hardening Stainless Steel to Ti Alloy with and Without Ni Alloy Interlayer: Interface Microstructure and

- Mechanical Properties / S. Kundu, G. Anand, S. Chatterjee // Metallurgical and materials transactions A. – 2013. – V. 44A. – P. 2196 – 2011.
8. Kundu S Interfacial reactions and strength properties of diffusion bonded joints of Ti64 alloy and 17-4PH stainless steel using nickel alloy interlayer / S. Kundu, B. Mishra, D.L. Olson, S. Chatterjee // Materials and Design. – 2013. – V. 51. – P.714–722.
 9. Rahman, A.H.M.E. Strength and microstructure of diffusion bonded titanium using silver and copper interlayers / A.H.M.E. Rahman, M.N. Cavalli // Materials Science and Engineering A. – 2010. – V. 527. – P. 5189–5193.
 10. Nazarov, A.A., Mulyukov, R.R. Handbook of Nanoscience, Engineering, and Technology / A.A. Nazarov, R.R. Mulyukov – CRC Press, Boca Raton, 2003. – pp. 22-1–22-41.
 11. Otsuka, K. Physical metallurgy of Ti-Ni-based shape memory alloys / K. Otsuka, X. Ren // Progress in Materials Science. – 2005. – V. 50. – P. 511-678.
 12. Uchil, J. Thermal expansion in various phases of Nitinol using TMA // J. Uchil, K. P. Mohanchandra, K. Ganesh Kumara, K. K. Mahesh, T. P. Murali // Physica B. – 1999. – V. 270. – P. 289-297.
 13. Kuranova, N.N. Thermo- and Deformation Induced Martensitic Transformations in Binary TiNi-Based Alloys Subjected to Severe Plastic Deformation / N.N. Kuranova, V.V. Makarov, V.G. Pushin, A.N. Uksusnikov // Materials Science Forum. – 2013. – Vols 738-739. -P. 530-534.
 14. Титановые сплавы в машиностроении / Б.Б. Чечулин [и др.]; ред. Г.И. Капырин. – Л.: Машиностроение, 1977. – 248 с.
 15. Цыбочкин, С. Г. Способы промышленного производства нового материала - биметалла сталь-титан / С. Г. Цыбочкин // Ползуновский альманах. – 2003. – С. 138-139.
 16. Ковтун, В.Е. Соединение титановых и нержавеющей трубчатых секций криомодулей ИЛС / В.Е. Ковтун, Н.И. Навальнев // Вісн. Харк. нац. ун-ту. Сер. фіз. "Ядра, частинки, поля". – 2008. – № 832, вип.4. – С. 102-105.

17. Трубчатый переходник титан-сталь [Текст] : пат. 162338 Рос. Федерация : МПК В23К 9/23, В23К 101/06, В23К 103/24, F16L 13/02 / В.А. Глазунов, Ю.В. Гамза, Б.Н. Бараков, Ю.С. Ильиных ; заявитель и патентообладатель Федеральное государственное унитарное предприятие "Горно-химический комбинат" (ФГУП "ГХК"). – 2015127306/02 ; заявл. 07.07.2015 ; опубл. 10.06.2016, Бюл. № 16. – 4 с. : ил.
18. Узел соединения трубопровода из нержавеющей стали с сосудом из титанового сплава и способ его изготовления [Текст] : пат. 2450196 Рос. Федерация : МПК, F16L 13/00, В23К 11/06 / Н.С. Грязнов, М.Г. Клиневский [и др.] ; заявитель и патентообладатель Российская федерация от имени которой выступает Государственная корпорация по атомной энергии «Росатом» Открытое акционерное общество «Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов имени академика А.А. Бочвара». – 2010142591/06 ; заявл. 18.10.2010 ; опубл. 10.05.2012, Бюл. № 13. – 5 с. : ил.
19. Узел соединения трубопровода из нержавеющей стали с сосудом из титанового сплава и способ его изготовления [Текст] : пат. 2450197 Рос. Федерация : МПК, F16L 13/00, В23К 15/00 / Н.С. Грязнов, М.Г. Клиневский [и др.] ; заявитель и патентообладатель Российская федерация от имени которой выступает Государственная корпорация по атомной энергии «Росатом» Открытое акционерное общество «Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов имени академика А.А. Бочвара». – 2010142126/06 ; заявл. 13.10.2010 ; опубл. 10.05.2012, Бюл. № 13. – 6 с. : ил.
20. Уваров, А.А. Исследование свойств сварных соединений титана со сталью, полученных диффузионной сваркой через ультрадисперсный порошок никеля / А.А. Уваров, А.Н. Семенов [и др.] // Титан. – 2015. – №1 (47). – С. 23-28

21. Сварка титана со сталью: монография / В. Р. Петренко, Л. С. Киреев, В. В. Пешков; Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины (г. Киев), Воронеж. гос. техн. ун-т. - Воронеж: ВГТУ, 2004. – 173 с.
22. ГОСТ 2601-84. Сварка металлов. Термины и определения основных понятий. Взамен ГОСТ 2601-74; введ. 01.07.85. – Москва: Госстандарт СССР: Издательство стандартов, 1984. – 51 с.
23. ГОСТ 19521-74 Сварка металлов. Классификация. – М.: ИПК Издательство стандартов, 1990. – 19 с.
24. Металлургия и технология сварки титана и его сплавов/Под ред. С.М. Гуревича; Киев: Науковадумка. – 1979. – 300 с.
25. Сварка Разнородных металлов Рабкин Д.М., Рябов В.Р., Гуревич С.М. «Техника», 1975, 208 стр.
26. Сварка взрывом / Ю.А. Конон, Л.Б. Первухин, А.Д. Чудновский. М.: Машиностроение, 1987. - 216 с.
27. Трыков, Ю.П. Титан-сталь: от биметалла до интерметаллидных композитов / Ю.П. Трыков, В.Г. Шморгун, Л.М. Гуревич // Известия Волгоградского государственного технического университета: межвуз. сб. науч. ст. № 10(48) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2008. – 168 с. – (Сер. Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении. Вып. 2). – С. 5-13.
28. Теоретические основы сварки / ред. В. В. Фролов - М., Высшая школа, 2004. – 592 с.
29. Friction stir butt welding : US Pat. No 5460317. Int CL B23K 20/12 (USA) / W.M. Thomas, E.D. Nicholas, J.C. Needham et al.; Assignee The Welding Institute, Cambridge, United Kingdom – 1995
30. Arbogast, W.J. Friction stir welding. After a decade of development / W.J. Arbogast // J. Welding. – 2006. – Vol.85, № 3. – P. 28-35
31. Microstructures and room temperature mechanical properties in friction-stir-welded joints of 7075 aluminum alloys / Ito T. Motohashi Y., A. Goloborodko et al. // J. of the Japan Welding Society. – 2005. – Vol.74, № 3. – P. 9-13.

32. Aritoshi, M. Friction stir welding of magnesium alloys sheets / M. Aritoshi // J. of the Japan Welding Society. – 2005. – Vol.74, № 3. – P. 18-23.
33. Defalco, J. Friction stir welding vs. fusion welding / J. Defalco // J. Welding – 2006. – Vol.85, № 3. – P. 42-44.
34. Okamura, H. Friction stir welding of aluminum alloy and application to structure / H. Okamura, K. Aota, Ezumi M. // J. of Jap. Institute of Light Metals. – 2000. – Vol. 50, № 4. – P. 166 – 172.
35. Разработка технологии вакуумной диффузионной сварки соединения титан – аустенитная сталь с применением промежуточных покрытий / А.А. Уваров [и др.] Сварочное производство, 2012. №5. С. 43-46.
36. Рыбин, В.В. Исследование структуры биметаллического соединения титановый сплав – коррозионностойкая сталь / В.В. Рыбин, В.А. Семёнов, А.Н. Семёнов и др. // Вопросы материаловедения. – 2003. – № 2. – С. 13-25.
37. Усовершенствование технологии сварки в твердой фазе опытных образцов соединения «титан-аустенитная сталь» с применением промежуточных покрытий: Отчет о научно-исследовательской работе / ОАО «НИКИЭТ». Инв. № 122-097-9211. – 2011. – 39 с.
38. Сварка в машиностроении: Справочник в 4-х т. / Редкол.: Г. А. Николаев (пред.) и др. – М.: Машиностроение, 1978 – Т. 1 / Под ред. Н. А. Ольшанского. 1978. – 504 с.
39. Шоршоров, М. Х. Особенности и перспективы развития сварки в твердой фазе. / М. Х. Шоршоров, Ю. Л. Красулин // Вестник машиностроения. – 1973. – № 11. – С.32-37.
40. Рыкалин, Н. Н. Физические и химические проблемы соединения разнородных материалов. / Н. Н. Рыкалин, М. Х. Шоршоров, Ю. Л. Красулин // Известия АН СССР, Неорганические материалы. – 1965. – № 1, вып. 1. – С. 29-36.
41. Шоршоров, М. Х. О природе физико-химических явлений в сварных и паяльных соединениях. / М. Х. Шоршоров, Ю. Л. Красулин // Сварочное производство. – 1967. – № 12 – С. 1-7.

42. Микросварка давлением / Ю. Л. Красулин, Г. В. Назаров – М., «Металлургия», 1976. – 160 с.
43. Расчеты режимов сварки давлением / М. Х. Шоршоров, Э. С. Каракозов – ЛДНТП, 1969. – 27 с.
44. Диффузионная сварка разнородных материалов: учеб. пособие для студ. высш. учеб. Заведений / А.В. Люшинский. – М.: Издательский центр "Академия", 2006. – 208 с.
45. Ерменко, В.Н. Титан и его сплавы. / В.Н. Ерменко – Киев: Изд-во АНУССР, 1960. – 459 с.
46. Корнилов, И.И. Диаграмма состояния системы титан-железо / И.И. Корнилов, Н.Г. Борыскина // ДАН СССР. 1956. – Т. 108. № 6. – С. 1063-1085.
47. Титан и его сплавы / Л.С. Мороз, Б.Б. Чечулин и др. Л.: Судпромгиз, 1960. – 516 с.
48. Титан / И.И. Корнилов – М.: Metallurgy, 1975. – 305 с.
49. Крестников, Н.С. Исследование структуры сварных соединений коррозионностойкой стали со сплавом титана / Н.С. Крестников, А.Н. Семенов, С.Н. Новожилов, Е.Ю. Ривкин, М.И. Плышевский // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2009. – № 4 (646). – С. 42-45.
50. Qin, B. Phase transformation diffusion bonding of titanium alloy with stainless steel / B. Qin, G.M. Sheng, J.W. Huang, B. Zhou, S.Y. Qiu, C. Li. // Materials Characterization. – 2006. – V.56 – P. 32–38.
51. Kundu, S. Influence of interface microstructure on the mechanical properties of titanium/17-4 PH stainless-steel solid-state diffusion bonded joints / S. Kundu, D. Roy, S. Chatterjee, D. Olson, B. Mishra // Materials and Design. – 2012. – V. 37. – P. 560–568.
52. Kundu, S. Evaluation of interface microstructure and mechanical properties of the diffusion bonded joints of Ti–6Al–4V alloy to micro-duplex stainless steel / S. Kundu, S. Sam, S. Chatterjee // Materials Science and Engineering A. – 2011. – V. 528. – P. 4910–4916.

53. Kundu, S. Structure and properties of solid-state diffusion bonding of 17-4PH stainless steel and titanium / S. Kundu, S. M. Bhola, B. Mishra, S. Chatterjee // *Materials Science and Technology*. – 2014. – V. 30 № 2. – P. 248-256.
54. Ghosh, M. Diffusion bonding of titanium to 304 stainless steel / M. Ghosh, K. Bhanumurthy, G.B. Kale, J. Krishnan, S. Chatterjee // *Journal of Nuclear Materials*. – 2003. – V. 322. – P. 235-241.
55. Ghosh, M. Diffusion bonded transition joints of titanium to stainless steel with improved properties / M. Ghosh, S. Chatterjee // *Materials Science and Engineering A*. – 2003. – V. 358. – P. 152-158.
56. Ghosh, M. The effect of intermetallics on the strength properties of diffusion bonds formed between Ti-5.5Al-2.4V and 304 stainless steel / M. Ghosh, S. Chatterjee, B. Mishra // *Materials Science and Engineering A*. – 2003. – V. 363. – P. 268–274.
57. Ghosh, M. Influence of Interface Microstructure on the Strength of the Transition Joint between Ti-6Al-4V and Stainless Steel / M. Ghosh, S. Kundu, S. Chatterjee, B. Mishra // *Metallurgical and materials transactions A*. – 2005. – V. 36A. – P. 1891-1899.
58. Poddar, D. Solid-State Diffusion Bonding of Commercially pure Titanium and Precipitation Hardening Stainless steel / D. Poddar // *International Journal of Recent Trends in Engineering*. – 2009. – V. 1, No. 5. – P. 93-99.
59. Kundu, S. Interface microstructure and strength properties of Ti-6Al-4V and microduplex stainless steel diffusion bonded joints / S. Kundu, S. Sam, S. Chatterjee // *Materials and Design*. – 2011. – V. 32. – P. 2997-3003.
60. Kundu, S. Influence of Bonding Temperature on Structure and Strength Properties of Titanium and Micro-duplex Stainless-Steel Diffusion Bonded Joints / S. Kundu, S. Chatterjee // *ISIJ International*/ - 2009. – V. 49. № 11. – P. 1749-1754.
61. Ferrante, M. Diffusion bonding of TI-6AL-4V to AISI 316L stainless steel: mechanical resistance and interface microstructure / M. Ferrante, E. V. Pigoretti // *Journal of materials science*. – 2002. – V.37. – P. 2825-2833.
62. Казаков, Н. Ф. Диффузионная сварка материалов. / Н. Ф. Казаков; Изд. 2-е, перераб. и доп. М.: Машиностроение, 1976. – 312 с.

63. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник: в 3 т.: Т.1 / Под общ. Ред. Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1996. – 992 с.
64. Atasoy, E. Diffusion bonding of commercially pure titanium to low carbon steel using a silver interlayer / E. Atasoy, N. Kahraman // *Materials characterization*. – 2008. – V. 59. – P. 1481 – 1490.
65. Deng, Y. Evaluation of the microstructure and mechanical properties of diffusion bonded joints of titanium to stainless steel with a pure silver interlayer / Y. Deng, G. Sheng, C. Xu // *Materials and Design*. – 2013. – V. 46. – P. 84–87.
66. Deng, Y. Q. Microstructure and mechanical properties of diffusion bonded titanium/304 stainless steel joint with pure Ag interlayer / Y. Q. Deng, G. M. Sheng, Z. H. Huang, L. Z. Fan // *Science and Technology of Welding and Joining*. – 2013. – V. 18, № 2. – P. 143-146.
67. Soltani Tashi, R. Diffusion brazing of Ti–6Al–4V and austenitic stainless-steel using silver-based interlayer / R. S. Tashi, S.A.A. Akbari Mousavi, M. Mazar Atabaki // *Materials and Design*. – 2014. – V. 54. – P. 161–167.
68. Shen, Q. Microstructure and mechanical properties of TC4/oxygen-free copper joint with silver interlayer prepared by diffusion bonding / Q. Shen, H. Xiang, G. Luo, Ch. Wang, M. Li, L. Zhang // *Materials Science and Engineering A*. – 2014. – V. 596. – P. 45–51.
69. Balasubramanian, M. Application of Box–Behnken design for fabrication of titanium alloy and 304 stainless steel joints with silver interlayer by diffusion bonding / M. Balasubramanian // *Materials and Design*. – 2015. – V. 77. – P. 161–169.
70. Balasubramanian, M. Development of processing windows for diffusion bonding of Ti–6Al–4V titanium alloy and 304 stainless steel with silver as intermediate layer / M. Balasubramanian // *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*. – 2015. – V. 25. – P. 2932–2938.
71. Сварка разнородных металлов и сплавов / В.Р. Рябов, Д.М. Рабкин, Р.С. Курочка, Л.Г. Стрижевская. – М.: Машиностроение, 1984. – 239 с.

72. Банных, О. А. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа / Банных О. А., Будберг П.Б., Алисова С. П. и др. *Металлургия*, 1986. – 440 с.
73. Аснис, Е.А. Особенности наплавки меди на хромоникелевые сплавы. / Е.А. Аснис, В.Н. Замков // *Справочное производство*. – 1961. – № 7. – С. 20 – 22.
74. Аснис, Е.А., О механизме образования трещин при сварке и наплавке меди на сталь / Е.А. Аснис, В.М. Прохоренко, Л.С. Швиндлерман // *Сварочное производство*. – 1965. – № 11. – С. 8 – 9.
75. Kundu, S. Interface Microstructure and Strength Properties of the Diffusion-Bonded Joints of Titanium / Cu Interlayer / Stainless Steel / S. Kundu, S. Chatterjee, D. Olson, B. Mishra // *Metallurgical and materials transactions A*. – 2008. – V. 39A. – P. 2106-2114
76. Elrefaey, A. Solid state diffusion bonding of titanium to steel using a copper base alloy as interlayer / A. Elrefaey, W. Tillmann // *Journal of materials processing technology*. – 2009. – V. 209. – P. 2746–2752.
77. Özdemir, N. Interfacial properties of diffusion bonded Ti-6Al-4V to AISI 304 stainless steel by inserting a Cu interlayer / N. Özdemir, B. Bilgin // *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* – 2009. – V. 41. – P. 519–526.
78. Wang, T. Electron beam welding of Ti-15-3 titanium alloy to 304 stainless steel with copper interlayer sheet / T. Wang, B. Zhang, G. Chen, J. Feng, Q. Tang // *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*. – 2010. – V. 20. – P. 1829–1834.
79. Aydın, K. Experimental study of diffusion welding/bonding of titanium to copper / K. Aydın, Y. Kaya, N. Kahraman. // *Materials and Design*. – 2012. – V. 37. – P. 356–368.
80. Zhang, B., Temperature and stress fields in electron beam welded Ti-15-3 alloy to 304 stainless steel joint with copper interlayer sheet / B. Zhang, T. Wang, X. Duan, G. Chen, J. Feng // *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*. – 2012. – V. 22. – P. 398-403.

81. Zhang, B. Contact Reactive Joining of TA15 and 304 Stainless Steel Via a Copper Interlayer Heated by Electron Beam with a Beam Deflection / B. Zhang, T. Wang, G. Chen, J. Feng // JMEPEG. – 2012. – V. 21. – P. 2067-2073.
82. Kundu, S. Diffusion bonding of commercially pure titanium to 304 stainless steel using copper interlayer / S. Kundu, M. Ghosh, A. Laik, K. Bhanumurthy, G.B. Kale, S. Chatterjee // Materials Science and Engineering A. – 2005. – V. 407. – P. 154-160.
83. Ha, J. S. Design of high strength Cu alloy interlayer for mechanical bonding Ti to steel and characterization of their tri-layered clad / J. S. Ha, S. I. Hong // Materials and Design. – 2013. – V. 51. – P. 293-299.
84. Kundu, S. Structure and properties of diffusion bonded transition joints between commercially pure titanium and type 304 stainless steel using a nickel interlayer / S. Kundu, S. Chatterjee // J. Mater. Sci. – 2007. – V. 42. – P. 7906-7912, DOI 10.1007/s10853-007-1705-8.
85. Kundu, S. Reactive Diffusion Bonding Between Commercially Pure Titanium and 304 Stainless Steel Using Nickel Interlayer / S. Kundu, M. Ghosh, S. Chatterjee // ISIJ International. – 2004. – V. 44, №. 11. – P. 1882-1887.
86. Bhanumurthy, K. Reactive diffusion between titanium and stainless steel / K. Bhanumurthy, G. B. Kale // J. Mater. Sci. Lett. – 1993. – V. 12. – P. 1879-1881.
87. Zhou, Y. Co-effect of heat and direct current on growth of intermetallic layers at the interface of Ti–Ni diffusion couples / Y. Zhou, Q. Wang, D.L. Sun, X.L. Han // Journal of Alloys and Compounds. – 2011. – V. 509. – P. 1201-1205.
88. Gao, X. Diffusion bonding of Ti/Ni under the influence of an electric current: mechanism and bond structure / X. Gao, Sh. Chen, F. Dong, L. Hu, R. Yang, W. Wang, Z. A. Munir // J. Mater. Sci. – 2017. – V. 52. – P. 3535-3544.
89. Уваров, А.А. Диффузионная сварка биметаллических трубчатых элементов аустенитная сталь – титановый сплав с использованием ультрадисперсного порошка никеля : диссертация на соискание уч. степ. к. т. н. : защищена 22.03.2018 / А.А. Уваров. – Москва. Акционерное общество «Ордена Ленина

Научно-исследовательский и конструкторский институт энерготехники имени Н.А. Доллежала» (АО «НИКИЭТ») – 2017. – 142 с.

90. Zhao, D.-Sh. Interfacial structure and mechanical properties of hot-roll bonded joints between titanium alloy and stainless-steel using niobium interlayer / D.-Sh. Zhao, J. Yan, Y. Liu, Zh. Ji // *Trans. Nonferrous Met. Soc. China.* – 2014. – V. 24. – P. 2839-2844.
91. Kundu, S. Evolution of Interface Microstructure and Mechanical Properties of Titanium/304 Stainless Steel Diffusion Bonded Joint Using Nb Interlayer / S. Kundu, S. Chatterjee // *ISIJ International.* – 2010. – V. 50, №. 10. – P. 1460-1465.
92. Li, P. Diffusion bonding titanium to stainless steel using Nb/Cu/Ni multi-interlayer / P. Li, J. Li, J. Xiong, F. Zhang, S. H. Raza // *Materials characterization.* – 2012. – V. 68. – P. 82 – 87.
93. Kundu, S. Effect of Bonding Temperature on Phase Transformation of Diffusion-Bonded Joints of Duplex Stainless Steel and Ti-6Al-4V Using Nickel and Copper as Composite Intermediate Metals / S. Kundu, G. Thirunavukarasu, S. Chatterjee, B. Mishra // *Metallurgical and materials transactions A.* – 2015. – V. 46A. – P. 5756-5771.
94. Yan, J.C. Vacuum hot roll banding of titanium alloy and stainless-steel using nickel interlayer / J.C. Yan, D.S. Zhao, C.W. Wang, L.Y. Wang, Y. Wang, S.Q. // *Materials Science and Technology.* – 2009. – V. 25, № 7. – P. 914-918.
95. Torun, O. Boriding of diffusion bonded joints of pure nickel to commercially pure titanium / O. Torun, I. Çelikyürek // *Materials and Design.* – 2009. – V. 30. – P. 1830-1834.
96. H. Sabetghadam, A. Zarei Hanzaki, A. Araee, Diffusion bonding of 410 stainless steel to copper using a nickel interlayer / H. Sabetghadam, A. Zarei Hanzaki, A. Araee // *Materials characterization.* – 2010. – V. 61. – P. 626-634.
97. Song, T.F. Microstructure and mechanical properties of vacuum diffusion bonded joints between Ti-6Al-4V titanium alloy and AISI316L stainless steel using Cu/Nb multi-interlayer / T.F. Song, X.S. Jiang, Z.Y. Shao, Y.J. Fang, D.F. Mo, D.G. Zhu, M.H. Zhu // *Vacuum.* – 2017. – V. 145. – P. 68-76.

98. Yang, G. Thermal Diffusion Bonding of Pure Titanium to 304 Stainless Steel Using Aluminum Interlayer / G. Yang, D. Ma, L. Liu, J. Rong, X. Yuc // *Chemical engineering transactions*. – 2017. – V. 59. – P. 1045-1050.
99. Kundu, S. Interface microstructure and strength properties of diffusion bonded joints of titanium–Al interlayer– 18Cr–8Ni stainless steel / S. Kundu, S. Chatterjee // *[J]. Materials Science and Engineering A*. – 2010. – V. 527. – P. 2714-2719.
100. Никелид титана. Медицинский материал нового поколения / В.Э. Гюнтер, В.Н. Ходоренко, Ю.Ф. Ясенчук, Т.Л. Чекалкин, В.В. Овчаренко, А.А. Клопотов, Г.Ц. Дамбаев, П.Г. Сысолятин, Н.Г. Фомичев, В.Н. Олесова, М.З. Миргазизов, А.В. Проскурин, Р.В. Зиганьшин, В.К. Поленичкин, А.Н. Матюнин, М.Ю. Фатюшин, Н.А. Молчанов, А.Н. Моногенов. – Томск: Изд-во МИЦ, 2006. - 296 с.
101. Хисамов, Р.Х. Влияние границ зерен на работу выхода электрона нанокристаллического никеля / Р.Х. Хисамов, И.М. Сафаров, Р.Р. Мулюков, Ю.М. Юмагузин // *Физика твердого тела*. – 2013. – том 55, вып. 1. – С. 3-6.
102. Справочник по металлографическому травлению / М. Беккерт, Х. Клемм, Лейпциг, 1976: пер. с нем. – Москва: Металлургия, 1979. – 336 с.
103. Количественный металлографический анализ титановых сплавов: методическая рекомендация / Г.В. Шаханова, М.Я. Брук, В.Л. Родионов. – М. : ВИЛС, 1974. – 26 с.
104. Стереометрическая металлография / С.А. Салтыков. – М. : Металлургия, 1976. – 273 с.
105. Металлы и сплавы. Метод измерения твердости по Виккерсу: ГОСТ 2999–75. – Введ. 1987–07 –01. – М.: Изд-во стандартов, 1987. – 31 с.: ил.
106. Механические свойства металлов. Учебник для вузов / В.С. Золоторевский. – М.: МИСИС, 1998. – 400 с.
107. Металлы. Методы испытаний на растяжение: ГОСТ 1497–84. – Введ. 1984–07–16. – М.: Изд-во стандартов, 1984. – 24 с.: ил.
108. Практическая металлография. Методы изготовления образцов / Х. Вашуль, Пер. с нем. – М. : Металлургия, 1988. 320 с.

109. Budinsky, R.G. Tribological properties of titanium alloys / R.G. Budinsky // *Wear*. – 1991. – V. 151. – P. 203 – 217.
110. Kamat, G. R. Solid-state diffusion welding of nickel to stainless steel / G. R. Kamat // *Weld. J.* – 1988. – V. 67. – P. 44-46.
111. Massalaki, T.B. Binary Alloy Phase Diagrams, / T.B. Massalaki // ASM International, Materials Park, Ohio, 1996. – 2nd ed. Vol. 2. – 2874 p.
112. Hinotani, S. The microstructure of diffusion-bonded Ti/Ni interface / S. Hinotani, Y. Ohmori // *Trans. Japan Inst. Met.* – 1988. – V. 29, № 2. -P. 116–124.
113. He P., Zhang J., Zhou R., Li X., Diffusion Bonding Technology of a Titanium Alloy to a Stainless-Steel Web With an Ni Interlayer / P. He, J. Zhang, R. Zhou, X. Li // *Mat. Charact.* – 1999. – V. 43. – P. 287–292.
114. Мухаметрахимов М.Х., Лутфуллин Р.Я. Влияние оксидной пленки на твердофазную свариваемость листа из титанового сплава ВТ6 при прлнженных температурах / М.Х. Мухаметрахимов, Р.Я. Лутфуллин // *Фунд. пробл. совр. материаловед.* – 2017. – т.14. №4. – С. 523-527.
115. Gerd, L. Titanium 2-nd edition / L. Gerd, J. C. Williams; B. Derby, Ed. // Springer, 2007. – 442 p.
116. Тепловое расширение твердых тел / С. Новикова – И. Изд-во «Наука», 1974. – 294 с.
117. Vishnu, K. G. Phase stability and transformations in NiTi from density functional theory calculations / K. G. Vishnu, A. Strachan // *Acta Materialia*. – 2010. – V. 58. – P. 745–752.
118. Ali, M. S. Electronic, optical and thermal properties of TiCr₂ and TiMn₂ by ab initio simulations / M. S. Ali, M. Roknuzzaman, R. Parvin, A. K. M. A. Islam, K. Ostrikov // *International Journal of Modern Physics B*. – 2015. – V. 29, № 0. – P. 1550223 (13 pages).
119. Физические свойства металлов и сплавов / Б.Г. Лившиц, В.С. Крапошин, Я.Л. Линецкий – М. : Металлургия, 1980. – 320 с.

АВТОРСКИЙ СПИСОК ПУБЛИКАЦИЙ

- I. Хазгалиев, Р.Г. Твердофазное соединение титанового сплава с нержавеющей сталью через наноструктурированную прослойку из никелевого сплава / Р. Г. Хазгалиев, М. Х. Мухаметрахимов, Р. Р. Мулюков, Р. Я. Лутфуллин // Перспективные материалы. – 2011. - № 12. – С. 529 – 533.
- II. Хазгалиев, Р.Г. Особенности разрушения твердофазного соединения титановый сплав – никель – нержавеющая сталь / Р.Г. Хазгалиев, М.Х. Мухаметрахимов, М.Ф. Имаев, Р.У. Шаяхметов, Р.Р. Мулюков // Известия вузов. Физика, том 58, № 6, 2015, стр.74 – 79, (Khazgaliev, R.G. Special features of fracture of a solid-state titanium alloy – nickel – stainless steel joint / R.G. Khazgaliev, M.K. Mukhametrakhimov, M.F. Imaev, R.U. Shayakhmetov, R.R. Mulyukov // Russian Physics Journal – 2015. – V. 58. – № 6. – P. 822 – 827).
- III. Хазгалиев, Р.Г. Исследование возможности упрочнения соединения титанового сплава с коррозионностойкой сталью, полученного диффузионной сваркой через промежуточную прослойку / Р. Г. Хазгалиев, М.Ф. Имаев, Р. Р. Мулюков // Деформация и Разрушение Материалов. – 2017. – № 5. – С. 18–24. (Khazgaliev, R.G. Possibility to strengthen the joint between a titanium alloy and stainless steel formed by diffusion welding through an interlayer / R.G. Khazgaliev, M.F. Imaev, R.R. Mulyukov // Russian metallurgy (Metally). – 2018. – V. 2018. – I. 4. – P. 341-347.)
- IV. Хазгалиев, Р.Г. Влияние температуры и времени на образование соединения титанового сплава и сплава Х2Н98 / И.И. Ибрагимова, Р.Г. Хазгалиев, М.Ф. Имаев, Р.Р. Мулюков //, журнал «Вектор науки Тольяттинского государственного университета». – 2017. – №4 (42). – С. 40 – 45.
- V. R. G. Khazgaliev, I. I. Ibragimova, M. F. Imaev, M. Kh. Mukhametrakhimov and R. R. Mulyukov. The effect of holding temperature on the strength of the diffusion bond of Ti-alloy and stainless steel through the ultrafine-grained interlayers of Ni

and Ni-2%Cr alloy //IOP Conf. Series: Mater. Sci. Eng. 447 (2018) 012051. DOI: 10.1088/1757-899X/447/1/012051

Прочие публикации

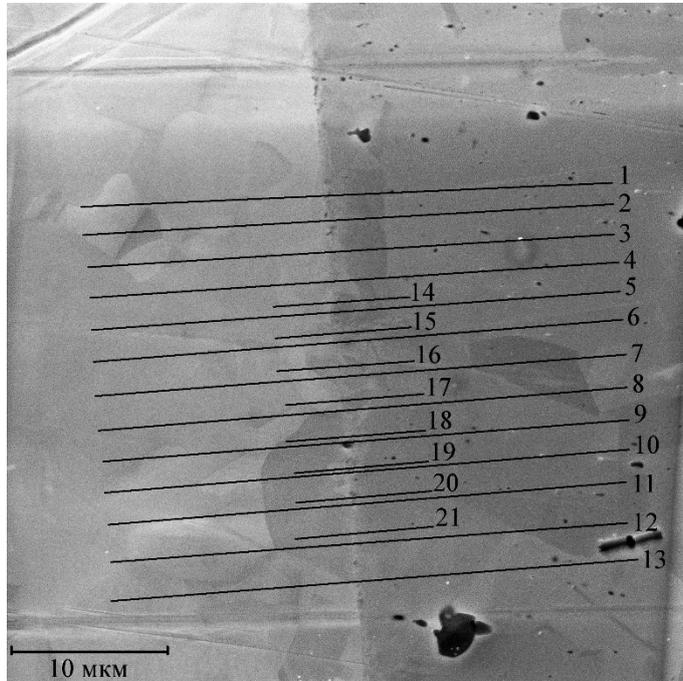
- VI. Хазгалиев, Р.Г. Химический анализ твердофазного соединения титанового сплава с нержавеющей сталью с помощью никелевой прослойки / Р. Г. Хазгалиев, Р. Р. Мулюков // сборник трудов II Всероссийской молодежной школы-конференции «Современные проблемы металловедения», Абхазия. – 2011. – С. 207 – 214
- VII. Хазгалиев, Р.Г. Прочность диффузионного соединения титанового сплава ПТЗВ и нержавеющей стали 12Х18Н10Т через прослойку из сплава Х2Н98. / И.И. Ибрагимова, Р.Г. Хазгалиев // В сборнике: Современные твердофазные технологии: теория, практика и инновационный менеджмент Материалы IX Международной научно-инновационной молодёжной конференции. 2017. – С. 101-103.
- VIII. Хазгалиев, Р.Г. Микроструктура зоны твердофазного соединения титановый сплав – никель / Р.Г. Хазгалиев, М.Х. Мухаметрахимов, М.Ф. Имаев, Р.Р. Мулюков // тезисы докладов международной школы-конференции для студентов, аспирантов и молодых ученых «Актуальные проблемы прочности», Уфа 4-8 июня 2012 г. / Уфа: РИЦ БашГУ. – 2012. – С. 31
- IX. Хазгалиев, Р.Г. Прочность интерметаллидов в зоне соединения титан – никель / Р.Г. Хазгалиев, М.Х. Мухаметрахимов, Р.У. Шаяхметов // сборник трудов российской конференции «Современные проблемы металловедения», сборник трудов российской конференции «Современные проблемы металловедения», 10-13 сентября 2013 г., Пицунда, Абхазия. / Изд. Дом МИСиС. – 2013. – С. 97-102.
- X. Хазгалиев, Р.Г. Прочность твердофазного соединения титановый сплав – никелевая прослойка – нержавеющая сталь, / Р.Г. Хазгалиев, М.Х. Мухаметрахимов, М.Ф. Имаев, Р.Р. Мулюков // VI Международная конференция «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов».

Москва. 10-13 ноября 2015 г./ Сборник материалов. – М: ИМЕТ РАН. – 2015. – С. 200 – 202.

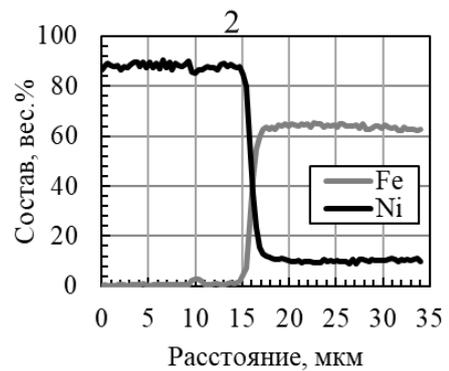
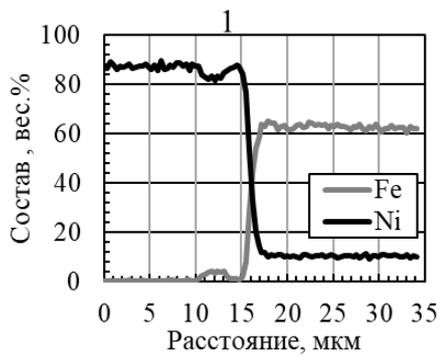
- XI. Хазгалиев, Р.Г. Модифицирование поверхности прослойки никеля для делокализации деформации при сварке давлением образцов титанового сплава и нержавеющей стали / Р.Г. Хазгалиев, М.Ф. Имаев, Р.Р. Мулюков, Ф.Ф. Сафин // Письма о материалах. – 2015. – Т.5, №2. – С.133-137.
- XII. Хазгалиев, Р.Г. Деформация прослойки никеля в процессе соединения титанового сплава и нержавеющей стали. / Р.Г. Хазгалиев, М.Х. Мухаметрахимов, Р.Я. Лутфуллин, Р.Р. Мулюков // Современное состояние и проблемы естественных наук: сборник трудов Всероссийской научно-практической конференции молодых ученых, аспирантов и студентов / Юргинский технологический институт. – Томск: Изд-во Томского политехнического университета. – 2014. – С. 230 – 233.
- XIII. Хазгалиев, Р.Г. Моделирование процесса сварки давлением титана и никеля в приближении недеформируемой кристаллической решетки / Р.Г. Хазгалиев, А.Р. Халиков, С.В. Дмитриев // Современное состояние и проблемы естественных наук: сборник трудов Всероссийской научно-практической конференции молодых ученых, аспирантов и студентов / Юргинский технологический институт. – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2014. – (357 с.) – С. 167 – 172.
- XIV. Хазгалиев, Р.Г. Процесс сварки давлением титанового сплава с нержавеющей сталью через никелевую прослойку / Р.Г. Хазгалиев, М.Х. Мухаметрахимов, Ф.Ф. Сафин / Материалы V Международной научно-инновационной молодежной конференции «Современные твердофазные технологии: теория, практика и инновационный менеджмент», Тамбов, 31 октября – 1 ноября 2013 г. / Под общей редакцией оргкомитета. – Тамбов: Изд-во ИП Чеснокова А.В. – 2013. – С. 146 – 148.

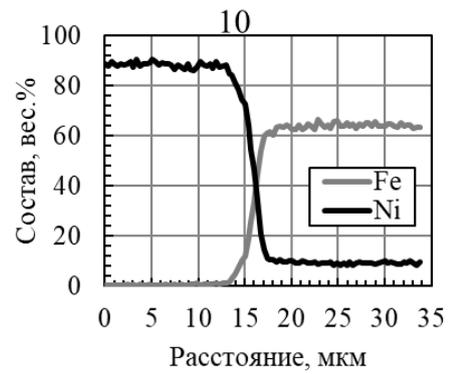
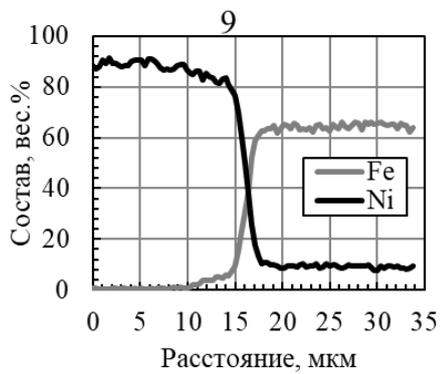
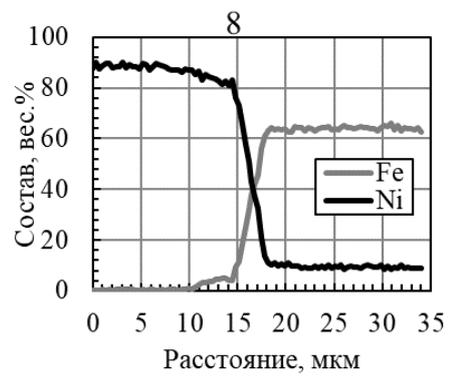
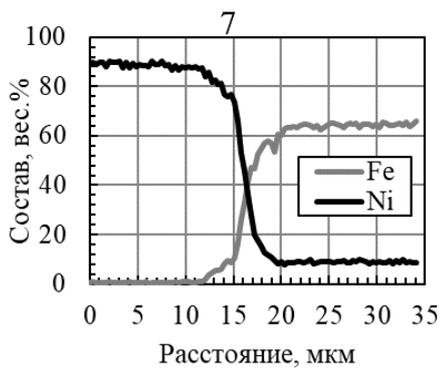
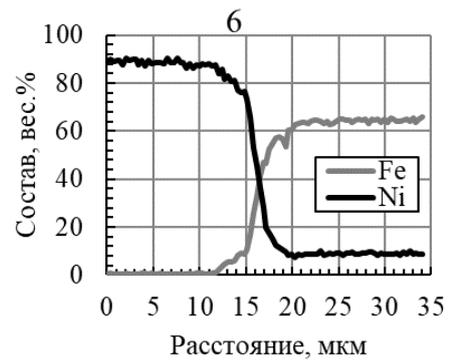
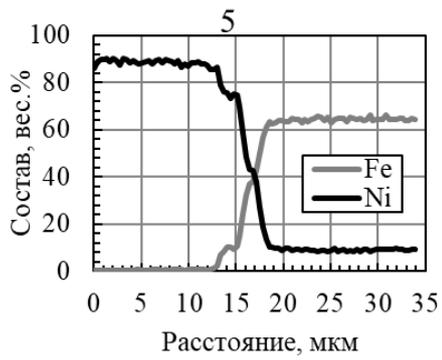
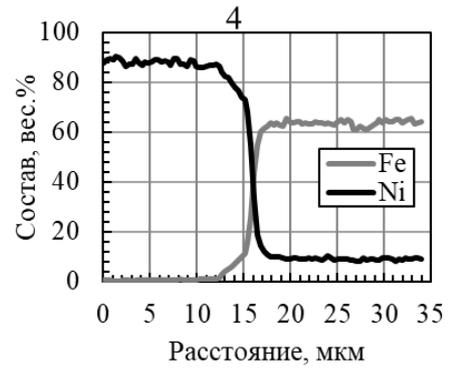
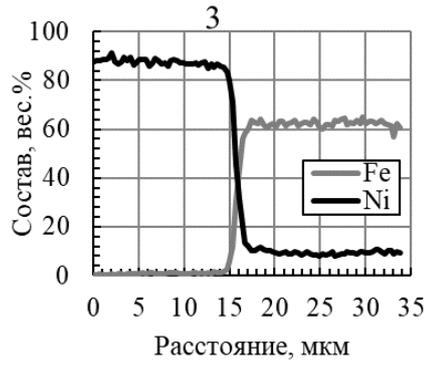
ПРИЛОЖЕНИЕ А

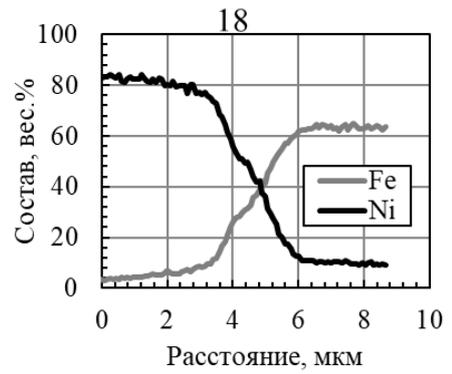
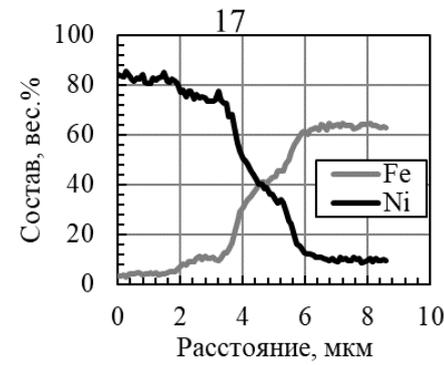
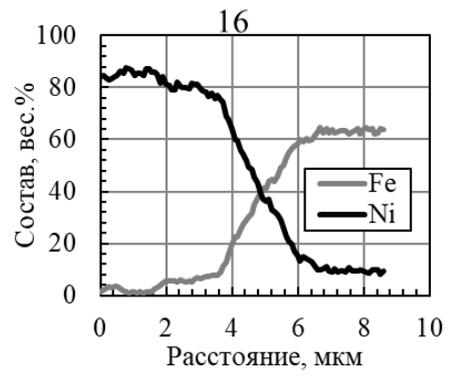
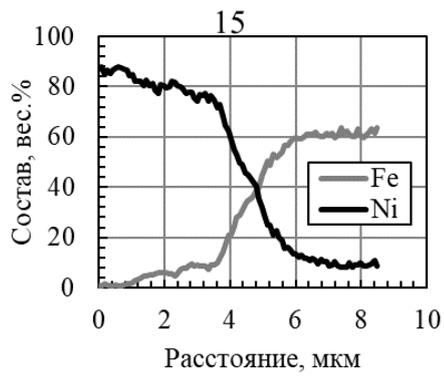
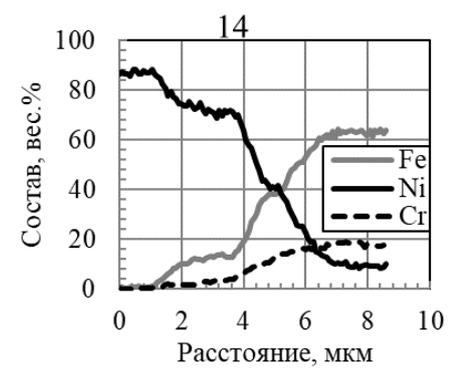
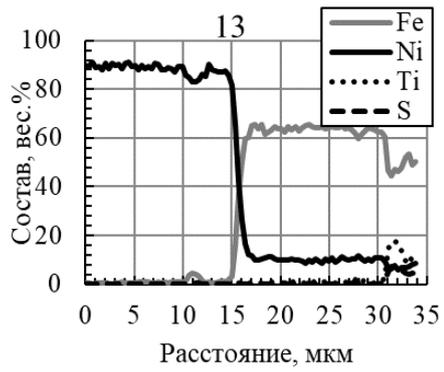
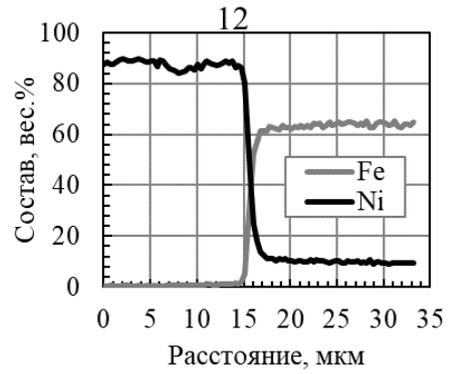
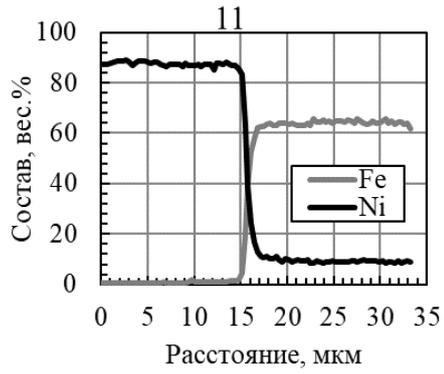
Изменение химического состава в зоне соединения никель / сталь образца, полученного сваркой давлением 4 МПа при температуре 650 °С, 20 мин.

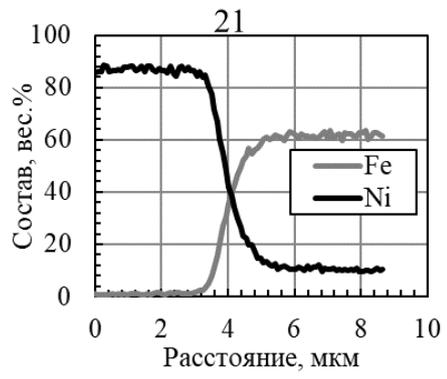
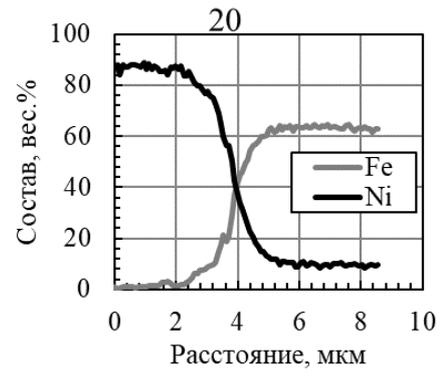
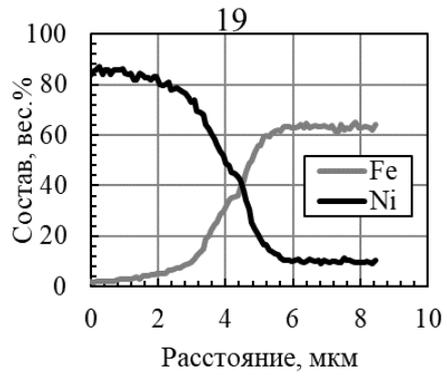


Результаты измерения химического состава на соответствующих линиях рисунка



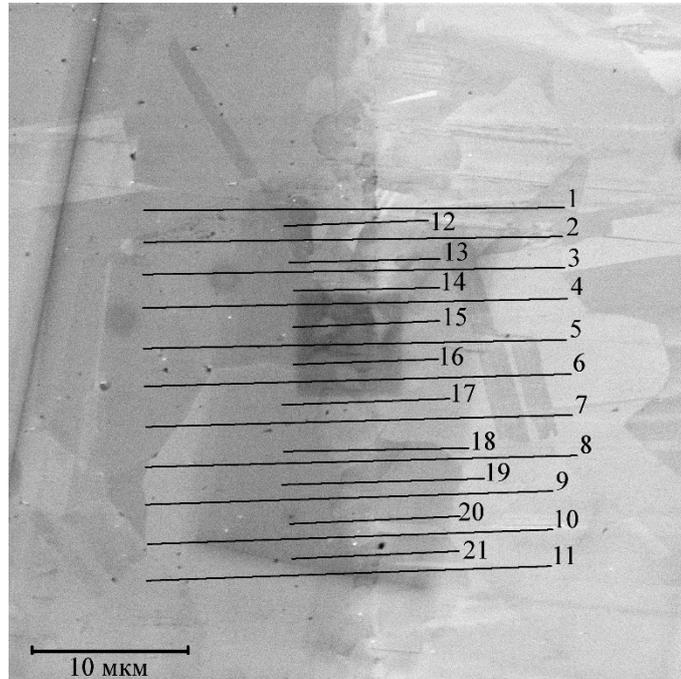






ПРИЛОЖЕНИЕ Б

Изменение химического состава в зоне соединения никель / сталь образца, полученного сваркой давлением 4 МПа при температуре 700 °С, 20 мин.



Результаты измерения химического состава на соответствующих линиях рисунка

