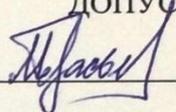


Министерство образования и науки Российской Федерации  
ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет имени первого  
Президента России Б.Н. Ельцина»

Институт новых материалов и технологий

Кафедра «Металловедение»

ДОПУСТИТЬ К ЗАЩИТЕ

Зав.кафедрой  М.А. Гервасьев

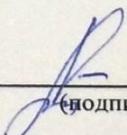
« 14 » июня 20 17 г.

## Структура и свойства безникелевых высокоазотистых аустенитных сталей после лазерной сварки

### МАГИСТЕРСКАЯ ДИССЕРТАЦИЯ ПОЯСНИТЕЛЬНАЯ ЗАПИСКА

2017 22.04.01 Д 09 ПЗ

Руководитель г.т.н., доцент  
(степень, звание)

  
(подпись)

Березовская В.В.  
(Ф.И.О.)

Консультант \_\_\_\_\_  
(степень, звание)

\_\_\_\_\_  
(подпись)

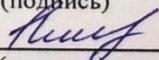
\_\_\_\_\_  
(Ф.И.О.)

Консультант \_\_\_\_\_  
(степень, звание)

\_\_\_\_\_  
(подпись)

\_\_\_\_\_  
(Ф.И.О.)

Нормоконтролер к.т.н.  
(степень, звание)

  
(подпись)

Левина А.В.  
(Ф.И.О.)

Студент гр. НМТМ- 252004

  
(подпись)

Хилфи Д.Х  
(Ф.И.О.)

Екатеринбург  
2017 г.

## Содержание

Содержание.....	2
РЕФЕРАТ.....	7
Благодарность.....	8
ВВЕДЕНИЕ.....	9
1ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР.....	12
<b>1.1Стали с высоким содержанием азота.....</b>	<b>12</b>
1.1.1Производство высокоазотистойаустенитной стали.....	19
1.1.2Свариваемость ВАС.....	21
1.1.3Пористость.....	22
1.1.4 Потери азота.....	28
1.1.5Микротвердость.....	31
<b>1.2Применение высокоазотистыхаустенитных сталей.....</b>	<b>33</b>
<b>1.3Разработка никелевой медицинской нержавеющей стали.....</b>	<b>34</b>
2МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ.....	36
<b>2.1Материал исследования и подготовка образцов.....</b>	<b>36</b>
<b>2.2Металлография.....</b>	<b>39</b>
<b>2.3Определение твердости.....</b>	<b>40</b>
<b>2.4Механические испытания.....</b>	<b>41</b>
<b>2.5Электронно-микроскопические исследования.....</b>	<b>41</b>
3 РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТА.....	42
<b>3.1Механические свойства.....</b>	<b>42</b>
<b>3.2Механические свойства исследованных сталей.....</b>	<b>43</b>
<b>3.3Микроструктура исследованных сталей после лазерной сварки.....</b>	<b>50</b>
<b>3.4Микротвердость.....</b>	<b>56</b>
<b>3.5ПЭМ-структура сталей после лазерной сварки.....</b>	<b>59</b>

Министерство образования и науки Российской Федерации  
ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет имени первого  
Президента России Б.Н. Ельцина»

Институт Институт новых материалов и технологий  
Кафедра Металловедение  
Специальность/направление 22.04.01 - Металловедение и технологии  
материалов

УТВЕРЖДАЮ:  
Зав. кафедрой Гуров Герасьев М.А.  
«   »     201 г.

### ЗАДАНИЕ

на выполнение выпускной квалификационной работы

студента Хидрат Вилс Хамид группы НМТМ-252004  
(фамилия, имя, отчество)

1. Тема ВКР Структура и свойства безводного интеркалатного  
аугментированного сплава после лазерной сварки

Утверждена распоряжением по факультету от «   »     201 г. №    

2. Руководитель Бережовская В.В., преподаватель, доцент, д.т.н.  
(Ф.И.О., должность, ученое звание, ученая степень)

3. Исходные данные к работе

- 3.1. Статьи отечественных и зарубежных исследователей по интеркалатному коррозийному взаимодействию сплавов.
- 3.2. Статьи по лазерной сварке интеркалатных аугментированных коррозийностойких сплавов.
- 3.3. Маркетинг отечественных и зарубежных аугментированных коррозийностойких сплавов.

4. Содержание расчетно-пояснительной записки (перечень подлежащих разработке вопросов)

- 4.1. Подготовка образцов и проведение лазерной сварки 2-х интеркалатных аугментированных сплавов разных состава и стандартной нормативной стали - сравнение.
- 4.2. Металлографическое исследование и определение твердости.
- 4.3. Механические испытания поковки в сварных образцах.
- 4.4. Электрохимическое исследование полученных сплавов.

5. Перечень демонстрационных материалов

- 5.1. Подсчитанные данные к компьютерной презентации.
- 5.2. Презентация из 17 слайдов.
- 5.3. Раздаточный материал к презентации.

6. Консультанты по ВКР, с указанием относящихся к ним разделов ВКР

Раздел	Консультант	Подпись, дата	
		Задание выдал	Задание принял

7. КАЛЕНДАРНЫЙ ПЛАН

№ п/п.	Наименование этапов ВКР	Срок выполнения этапов ВКР	Отметка о выполнении
1.	Интеграционный курс по теме дис.	13.02.17 - 20.02.17	✓
2.	Подготовка образцов и проведение их, неустойки.	01.03.17 - 19.03.17	✓
3.	Материалы работы на дис.	20.03.17 - 02.04.17	✓
4.	Определение сроков.	10.04.17 - 15.04.17	✓
5.	Подготовка образцов дис. П-201-1111	17.04.17 - 30.04.17	✓
7.	Оформление отчета.	01.05.17 - 11.05.17	✓

Руководитель \_\_\_\_\_ (подпись) \_\_\_\_\_ Тиряевская Т.В. (Ф.И.О.)  
 Задание принял к исполнению \_\_\_\_\_ (подпись)

8. ВКР закончена « \_\_\_\_ » \_\_\_\_\_ 2017г.

Пояснительная записка и все материалы просмотрены.

Оценка и подпись консультантов: 1. \_\_\_\_\_ 3. \_\_\_\_\_  
 2. \_\_\_\_\_ 4. \_\_\_\_\_

Считаю возможным допустить \_\_\_\_\_ Хилора Г.У. (Ф.И.О.)

к защите его выпускной квалификационной работы в Государственной аттестационной комиссии.

Руководитель \_\_\_\_\_ Тиряевская Т.В. « \_\_\_\_ » \_\_\_\_\_ 2017г. (Ф.И.О.)

9. Допустить \_\_\_\_\_ (Ф.И.О.) к защите

выпускной квалификационной работы в Государственной экзаменационной комиссии (протокол заседания кафедры № \_\_\_\_\_ от « \_\_\_\_ » \_\_\_\_\_ 2017 г.)

\_\_\_\_\_ Г.В. Батыр - Гервасьев М.А.  
 Зав. кафедрой \_\_\_\_\_

## РЕЦЕНЗИЯ

на выпускную квалификационную работу

Студента Шмари Дина Дамиев группы НМТМ-252004  
(фамилия, имя, отчество студента)

Тема (ВКР) Структура и свойства безникелевых высокоуглеродистых  
аустенитных сталей после лазерной сварки

1. Актуальность Безникелевые аустенитные стали находят все  
более широкое применение в том числе как конструкционные  
материалы, поэтому исследование структуры и свойств  
сварных соединений из этих сталей является актуальным.
2. Оригинальность и глубина проработки разделов ВКР Получены новые результаты  
по структуре и свойствам сварных соединений из аустенитных  
Cr-Mn и Cr-Mn-Mo сталей с высоким содержанием углерода, полученных  
лазерной сваркой. Все разделы диссертации достаточно про-  
работаны.
3. Общая грамотность и качество оформления записки Дояснительная записка  
оформлена грамотно, все разделы соответствуют заявленной  
теме работы.
4. Вопросы и замечания 1) Почему формирование полностью аустенитной  
структуры при кристаллизации сварного шва зависит от  
образованной трещины? Значимо ли влияние углеродистости на свойства  
исследованных сварных соединений? Значим ли эффект ингибирования  
при исследовании тонкой структуры сварных швов?
5. Общая оценка работы Представленная диссертационная работа  
заслуживает положительной оценки, в ее автор, Шмарин Д. Д.,  
заслуживает присвоения степени магистра

### 6. Сведения о рецензенте

Ф.И.О. Саврай Роман Анатольевич

Дата рождения 24.02.1978 г.

Паспорт серии 6503 № 996359

Выдан 26.03.2003 г.

кем Удмуртский РУВД г. Екатеринбург

Адрес (индекс) 620049, г. Екатеринбург, ул. Комсомольская, д. 34

Контактный тел. (обязательно) (833) 345-35-99

Место работы ФГБУН Институт машиностроения УрО РАН

Должность заведующий лабораторией

Уч. звание

Уч. степень К.Т.Н.

№ пенсионного страхового свидетельства 027-209-335-38

№ ИНН 667470266013

Подпись 

Дата 15.06.2017 г.

Министерство образования и науки Российской Федерации  
ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет имени первого  
Президента России Б.Н. Ельцина»

**ОТЗЫВ**

Руководителя о ВКР

Студент(ка) Хитров Дня Хитров группы НМТМ-252004  
Тема ВКР Структура и свойства берилловых волокончатых  
агломератов сталеи после лазерной сварки

Студент(ка) Хитров Д.Х. при работе с ВКР проявил(а) себя  
следующим образом:

1. Степень творчества, самостоятельность  
творчески подход к проведению исследований,
2. Работоспособность, прилежание, ритмичность  
высокую работоспособность и функциональность,
3. Уровень инженерной подготовки студента  
показан высокий уровень инженерной подготовки.
4. Возможность использования результатов в народном хозяйстве, реальность дипломного проекта  
Рекомендуется проведение исследований в области разработки  
для лазерной сварки волокончатых сталеи и исследова-  
нием интереса для практики их применения.

**ОБЩЕЕ ЗАКЛЮЧЕНИЕ**

Отзыв на материалы диссертации Хитров Д.Х. включает  
большой экспертно-оценочный материал, в котором на ха-  
рактерный уровень и детально оценил работу  
в соотвествии Хитров Д.Х. - присвоение ему звания масте-  
ра и направления 22.04.01 - Материаловедение и технологии  
материалов.

Ф.И.О. руководителя ВКР Березовская Вера Владимировна  
Ученое звание доктор Ученая степень д.т.н.

Подпись \_\_\_\_\_



Дата 14.06.2017

## РЕФЕРАТ

Магистерская диссертация содержит 68 страницы, 12 таблиц, 39 рисунков и список литературы из 43 наименований. Актуальность темы диссертации обусловлена тем, что высокоазотистые стали обладают отличной комбинацией прочности и ударной вязкости, лучшей стойкостью к коррозии и высокой износостойкостью, к тому же они не содержат дорогостоящего никеля. Однако свариваемость высокоазотистых сталей все еще остается малоизученной, в то время как многие потребители нержавеющей стали заинтересованы в использовании этих сталей для сварных деталей и конструкций. Цель работы: исследование влияния лазерной сварки на структуру и свойства высокоазотистых аустенитных безникелевых сталей в сравнении с Cr-Ni-сталью. Материал исследования: Cr-Mn-N- и Cr-Mn-Mo-N- и Cr-Ni-аустенитные стали в виде цельных и сварных пластин толщиной 1 мм. Методика исследования: лазерная сварка (комплекс TRUMPF); механические испытания (Tinius Olsen H50KS); металлография (АльтамиМет1); ПЭМ-исследования. Основные результаты:

1. Сварные соединения Cr-Mn- и Cr-Mn-Mo-сталей имеют более высокую прочность по сравнению с аналогичным соединением из Cr-Ni-стали.
2. Аустенит исследованных ВАС сохраняет высокую стабильность при нагружении цикла сварки.
3. Твердость Cr-Mn-Mo-стали выше, чем у Cr-Mn-стали; в первом случае нет заметной разницы в твердости между основным металлом и металлом шва, а во втором они заметно отличаются.
4. Во всех зонах сварного соединения высокоазотистых сталей выявлена высокая плотность дислокаций. Кроме того в Cr-Mn-Mo-стали наблюдали большое количество деформационных двойников

## Благодарность

Благодарю Бога за все милости, которые он дал мне.

Моя благодарность моему великоллепному руководителю проф. Березовской В.В., которая инициировала этот проект и вела меня все время, пока я проводил эти исследования.

Я благодарен всем на этой замечательной кафедре.

Мои благодарности всем прекрасным людям в УрФУ.

Я хотел бы выразить благодарность Министерству высшего образования и научных исследований Ирака (MOHESR), которое спонсировало меня для учебы в магистратуре.

Я благодарен своей семье и всем родственникам, которые всегда готовы поддержать меня.

И последнее, но не менее важное, спасибо всем моим друзьям в моем удивительном университете, кто очень добр и терпим ко мне.

## ВВЕДЕНИЕ

Аустенитные коррозионностойкие стали представляют большую группу нержавеющей сталей. Они имеют хорошую коррозионную стойкость во многих средах, прочность, эквивалентную прочности низкоуглеродистых сталей с минимальным пределом текучести около 210 МПа при комнатной температуре, не испытывают фазовых превращений. Эти стали имеют хорошие ударные свойства при низких температурах, что дает возможность использовать их в криогенной технике. В то же время, рабочие температуры для них могут достигать 760°C или выше, но прочность и жаростойкость большинства из этих сталей ограничена этой температурой. Аустенитные нержавеющей стали могут быть также значительно упрочнены холодной пластической деформацией. Они используются в тех случаях, когда требуется высокое сопротивление атмосферной коррозии или коррозии при повышенных температурах. Они обычно считаются свариваемыми при соблюдении соответствующих мер.

В состав сталей обычно входит в больших количествах (более 8%) такой элемент, как никель. Однако в работе [1] сообщалось, что изменения в цене на никель стимулировали поиск альтернативы этому элементу в аустенитных коррозионностойких сталях. Производители нержавеющей стали являются значительными потребителями ферросплавов, включая феррохром, ферромарганец, ферротитан, ферроникель и никель. Кроме того, производство нержавеющей стали использует две трети первичного никеля, и это является основным фактором, влияющим на волатильность цен и, следовательно, и цен аустенитных нержавеющей сталей. Наиболее успешной разработкой в результате этого поиска стала серия сталей с азотом 200. Нержавеющие стали Cr-Mn-Ni-N могут иметь такую же коррозионную стойкость во многих средах, как серия 304, содержащих 4% Ni.

Экономически выгодной альтернативой является полная замена никеля менее дорогим марганцем [2], легирование азотом аустенитных нержавеющей сталей также является приемлемым вариантом [3–4]. Роль азота имеет решающее значение, так как она помогает стабилизировать аустенитную фазу и дополнительно приводит к повышенной прочности и упрочнению [5], не влияя на пластичность материала [6]. Преимущества, обусловленные азотом, связаны с более сильным упрочнением твердого раствора по сравнению с углеродом и усилением зернограничного упрочнения [7,8]. Высокоазотистые стали обладают отличной комбинацией прочности и ударной вязкости, лучшей стойкостью к коррозии и высокой износостойкостью и, как ожидается, будут востребованы для медицины в качестве материала без никелевой аллергии.

Микроструктура и свойства Cr-Mn-Ni и Cr-Mn-сталей с азотом достаточно исследованы [9–10], однако свариваемость все еще остается малоизученной, в то время как многие потребители нержавеющей сталей заинтересованы в использовании высокоазотистых сталей для сварных деталей и конструкций.

Метод лазерной сварки обладает рядом преимуществ по сравнению с другими процессами, такими как высокая скорость сварки и малое тепловложение, что уменьшает изменение состава и снижает свойства сварного соединения. Эффективно снижает искажения (концентрации в металле шва) компонентов и металлургические дефекты. Лазерная свариваемость тесно связана с определенными характеристиками процесса. Например, форма шва в виде замочной скважины и, следовательно, стабильность процесса могут зависеть от типа лазера и его параметров [11]. Это напрямую влияет на качество сварного шва, так как в зависимости от режимов получения шва типа «замочной скважины» могут возникать брызги, несплошности, коробление и пористость.

В настоящей работе проведены экспериментальные исследования лазерной сварки аустенитных аустенитных Cr-Mn и Cr-Mn-Mo сталей с высоким содержанием азота для анализа их свариваемости и влияния молибдена на процесс сварки по сравнению со сталью Cr-Ni. Исследованы полученные сварные соединения на предмет наличия внешних и внутренних дефектов сварного шва, структуры, а также механических и коррозионно-механических свойств.

**Цель данной работы** – исследование влияния лазерной сварки на структуру и свойства высокоазотистых аустенитных Cr-Mn-сталей в сравнении с Cr-Ni-сталями, в которых характер изменения структуры сварного соединения и его влияние на механические свойства при растяжении и твердость известны. Будет также выполнено микроструктурное исследование на оптическом и просвечивающем электронном микроскопе.

Задачи исследования:

1. Подготовка образцов из аустенитных коррозионноустойчивых Cr-Ni- и Cr-Mn-сталей разного состава для исследования.
2. Металлографические исследования и определение микротвердости сварных соединений высокоазотистых аустенитных Cr-Mn-сталей.
3. Механические испытания сварных и цельных образцов исследуемых сталей на воздухе и в коррозионной среде.
4. Электронно-микроскопические исследования структуры сварных соединений исследуемых сталей и анализ их свариваемости.

# ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР

## 1.1 Стали с высоким содержанием азота

Азот добавляют к аустенитным нержавеющей сталям для увеличения прочности, повышения питтингостойкости или и того, и другого. Такие стали включают стандартные сплавы серии 300, такие как типы 304L и 316L, которые содержат добавки азота в диапазоне 0,10–16%<sup>1</sup> и обозначаются 304LN и 316LN – это первая группа нержавеющей сталей. Вторая группа включает стали серий 200, которые часто обозначаются торговыми названиями, такими как Nitronic™ и Gall-Tough™. Они содержат много марганца, до 15%, поскольку марганец увеличивает растворимость азота в аустенитной матрице, это предотвращает выделение нитридов хрома, способных ухудшить механические и коррозионные свойства стали. Аустенитные стали этой группы могут содержать до 0,40% азота. Третья группа сплавов, супераустениты, разработана таким образом, чтобы обеспечить сверхвысокую стойкость к коррозионному растрескиванию под напряжением (КРН) и питтинговой коррозии по сравнению со стандартными аустенитными сталями. Наиболее распространенные стали этой группы включают AL-6XN и 254SMo. Эти стали/сплавы содержат обычно 20% хрома, 18–25% никеля, 6–7% молибдена и 0,15–0,25% азота. Составы наиболее распространенных нержавеющей сталей, легированных азотом, представлены в табл. 1.1.1.

Эти стали представляют некоторые особые проблемы в отношении сварки. Из-за высокого содержания азота и марганца более ранние структурные диаграммы, такие как диаграммы Шеффлера и Делонга, дают

---

<sup>1</sup> Содержание элементов выражено в масс. %.

серьезные ошибки в прогнозировании микроструктуры и/или восприимчивости к трещинообразованию. Как правило, эти диаграммы предсказывают полностью аустенитный металл сварного шва, когда на самом деле металл сварного шва содержит достаточное количество феррита при

Таблица 1.1.1

Легированные азотом аустенитные нержавеющие стали

Alloy	Nominal Composition (%)								PRE <sub>N</sub> <sup>a</sup>
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	N	Other	
<i>Standard, High N</i>									
304LN	0.02	1.0	0.4	19.0	10.0	—	0.13	—	21
316LN	0.02	1.0	0.4	17.0	12.0	2.2	0.13	—	26
317LN	0.02	1.0	0.4	19.0	13.0	3.3	0.15	—	32
317LMN	0.02	1.0	0.4	18.5	15.5	4.5	0.16	—	36
<i>High Mn, High N</i>									
Nitronic 30	0.02	8.0	0.5	16.0	2.25	—	0.23	—	20
Nitronic 32	0.08	18.0	0.5	18.0	—	1.0	0.50	Cu: 1.0	25
Nitronic 33	0.04	13.0	0.4	18.0	3.0	—	0.30	—	23
Nitronic 40	0.04	9.0	0.5	20.0	6.5	—	0.28	—	24
Nitronic 50	0.04	5.0	0.4	22.0	12.5	2.25	0.30	Nb: 0.20	34
Nitronic 60	0.05	8.0	4.0	17.0	8.5	—	0.13	—	19
Gall-Tough	0.15	5.0	3.5	16.5	5.0	3.5	0.15	—	30
<i>Super-Austenitic</i>									
254SMo	0.01	0.5	0.4	20.0	18.0	6.25	0.20	Cu: 0.75	44
AL-6XN	0.02	1.0	0.5	21.0	24.5	6.5	0.22	—	46

<sup>a</sup>PRE<sub>N</sub> = Cr + 3.3(Mo + 0.5W) + 16N.

двухфазной Ф-А-кристаллизации, и отсутствию кристаллизационных трещин. Было установлено, что специальная диаграмма, разработанная Эспи как модификация схемы Шеффлера, достоверна и дает прогноз о содержании феррита [12]. Эта диаграмма показана на рис. 1.1.1. Недавно Котеки, используя данные Эспи, показал, что диаграмма WRC-1992 обеспечивает хорошие предсказания количества феррита для высокоазотистых сталей, за исключением высококремнистых сплавов Nitronic 60 и Gall-Tough [13]. Для последних двух сплавов диаграмма Эспи по-прежнему остается лучшим инструментом прогнозирования структуры шва.

В целом, обычные правила и меры предосторожности применяются к сплавам с высоким содержанием азота при сварке, как и для стандартных сплавов серии 300. Контроль кристаллизации и количества феррита

необходимы для предотвращения растрескивания при сварке. Исследования Робино с соавторами [14] на двух высокоазотистых сталях Gall-Tough и Nitronic 60 показали необходимость поддержания двухфазной  $\text{FA}$ -кристаллизации, чтобы свести к минимуму восприимчивость к кристаллизационным трещинам. Из-за высокого содержания кремния эти стали особенно подвержены растрескиванию, если режим затвердевания является первичноаустенитным ( $\text{AF}$  или  $\text{A}$ ). Некоторые проблемы могут возникнуть с этими сталями также из-за образования пористости при электронно-лучевой и лазерной сварке. Высокие скорости затвердевания в этих процессах приводят к пересыщению азотом расплавленной ванны, которая при затвердевании приводит к зарождению пор азота [15].

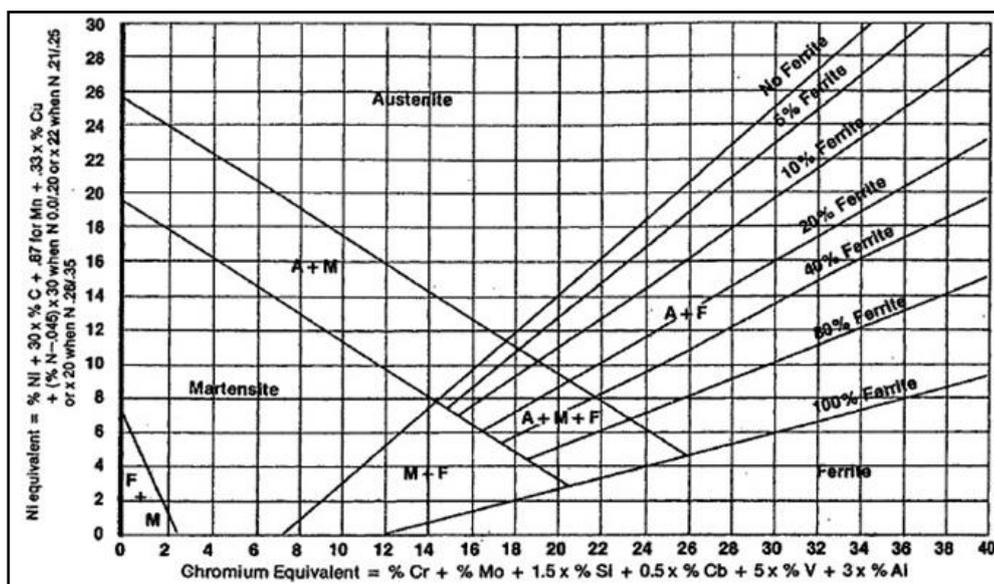


Рисунок 1.1.1. Диаграмма Шеффлера для высокоазотистых, высокомарганцевых сталей, модифицированная Эспи (AWS)

Соответствующие присадочные металлы доступны только для низко и высокомарганцевых высокоазотистых сталей. В табл. 1.1.2 перечислены составы проволоки, приведенные в технических характеристиках AWS. В некоторых случаях обычно используют полосы основного металла,

подходящие в качестве присадочного металла для сварки ГТА (thegastungstenarcwelding) – дуговая сварка неплавящимся вольфрамовым электродом. Однако основной металл может не иметь достаточного количества ферритообразующих элементов для обеспечения первичного затвердевания феррита, в то время как промышленные наполнители проволоки или электроды обычно предназначены для затвердевания первичного феррита.

Таблица 1.1.2

AWS-классификация высокомарганцевых, высокоазотистых аустенитных нержавеющей присадочных материалов

AWS Type	Matching Alloy	Nominal Composition (%)								PRE <sub>N</sub>
		C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	N	Other	
<i>Covered Electrode</i>										
E240-XX	Nitronic 33	0.04	12.0	0.4	18.0	5.0	—	0.20	—	21
E219-XX	Nitronic 40	0.04	9.0	0.5	20.0	6.0	—	0.20	—	23
E209-XX	Nitronic 50	0.04	5.5	0.4	22.0	11.5	2.25	0.20	V: 0.20	33
<i>Bare Wire</i>										
ER240	Nitronic 33	0.03	12.0	0.4	18.0	5.0	—	0.20	—	21
ER219	Nitronic 40	0.03	9.0	0.4	20.0	6.0	—	0.20	—	23
ER209	Nitronic 50	0.03	5.5	0.4	22.0	10.5	2.25	0.20	V: 0.20	33
ER218	Nitronic 60	0.06	8.0	4.0	17.0	8.5	—	0.13	—	19

\*PRE<sub>N</sub> = Cr + 3.3(Mo + 0.5W) + 16N.

Супераустенитные нержавеющие стали демонстрируют превосходное сопротивление коррозионному растрескиванию под напряжением и стойкость к коррозии по сравнению со стандартными 18-8 аустенитными марками и часто используют в сложных областях применения, где первостепенное значение имеет коррозионная стойкость. Это достигается за счет повышенного содержания никеля, молибдена и азота. Большинство супераустенитных марок находятся в следующих пределах состава: 20–25% Cr, 15–25% Ni, 4–8% Mo, 0,01–0,03% C и 0,2–0,6% N. Эквивалент питтингостойкости PRE<sub>N</sub>, общепринятый показатель питтинговой коррозии, который обычно превышает в них 45, рассчитывается как:

$$\text{PREN} = \text{Cr} + 3(\text{Mo} + 0,5\text{W}) + 16\text{N}.(1.1)$$

Как видно из табл.1.1.1, эти стали обычно имеют довольно высокое содержание никеля, что в сочетании с высоким содержанием азота приводит к аустенитной кристаллизации и микроструктуре металла шва, состоящей из аустенита и эвтектической фазы богатой молибденом. Таким образом, кристаллизационное растрескивание является потенциальной проблемой, несмотря на то, что содержание примесей в этих сталях обычно чрезвычайно мало.

Используя ThermoCalc [16], Перриконе и Дюпон [17] разработали диаграмму кристаллизации сплавов Fe-Ni-Cr-Mo, которая показывает характер кристаллизации супераустенитных нержавеющей сталей (рис.1.1.2). Согласно этой диаграмме, молибден сильно сегрегирует в процессе затвердевания аустенита, в то время как тенденция к сегрегации хрома незначительная. Когда состав расплава достигает линии пересыщения по аустениту ( $\gamma$ ) и сигма-фазе ( $\sigma$ ), происходит эвтектическая реакция, и сигма выделяется вдоль границ ячеек и дендритов. Следует учитывать, что это не та же сигма-фаза, которая образуется в твердом состоянии и приводит к охрупчиванию.

Сниженная устойчивость к коррозии наблюдалась в супераустенитных сплавах после сварки из-за сегрегаций молибдена в процессе кристаллизации сварного шва. Поскольку коэффициент распределения ( $k$ ) для молибдена меньше 1, он скапливается на границах субзерен и зерен закристаллизовавшегося металла и оставляет центр субзерен (дендритов или ячеек) обедненным молибденом. Вследствие этого может легко произойти питтинговая коррозия, поскольку питтинги зарождаются в обедненных молибденом дендритах или ячейках. Такое поведение показано на рис. 1.1.3, где наблюдается сильная точечная коррозия в металле сварного шва. Зарождение питтингов происходит в центре дендрита, где содержание

молибдена ниже 4%, а затем рост питтинга прогрессирует, что приводит к значительному распространению коррозии.

Одним из способов предотвращения такой коррозии является использование присадки на основе Ni с высоким содержанием молибдена. В присадочном металле требуется, по меньшей мере, 9% молибдена, чтобы обеспечить его содержание 6%, как в основном металле, для высокой питтингостойкости. В таблице 1.1.3 перечислены классификации AWS для таких присадок.

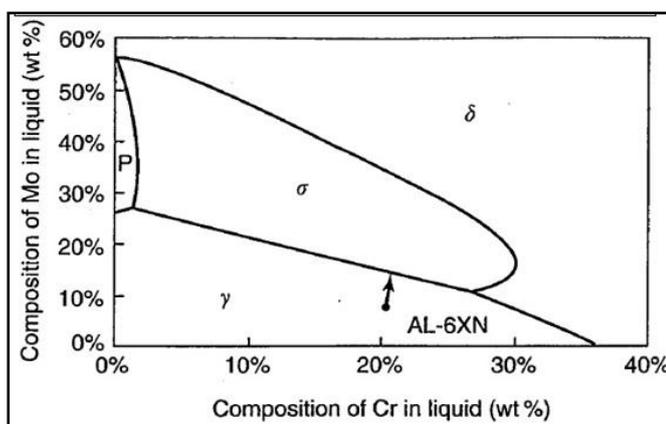


Рис.1.1.2 Проекция жидкости для Fe-Cr-Ni-системы, показывающая путь кристаллизации для сплава AL6XN

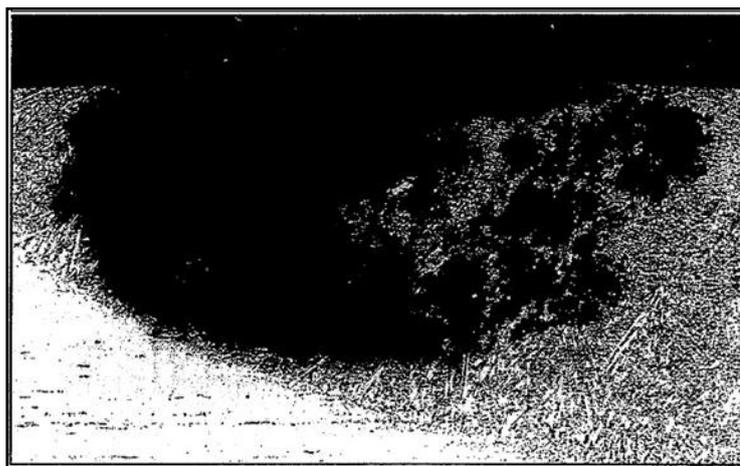


Рис.1.1.3 Питтинг в металле шва супераустенитной нержавеющей стали с локальным обеднением молибденом в процессе кристаллизации

Этот подход был несколько проблематичным, поскольку на границе сплавления может образоваться несмешиваемая зона - прослойка. Эта прослойка, как показано на рис. 1.1.4, представляет собой узкую область, где супер-аустенитный сплав плавится и кристаллизуется без смешивания с присадкой на основе никеля. В результате микроструктура, которая образуется, представляет собой, по существу, газотермическую сварку, которая подвержена той же восприимчивости к обеднению молибденом, что было отмечено ранее. Как следствие этой НМЗ, питтинговая коррозия может произойти в зоне сплавления. В целом, супер-аустенитные сплавы обладают хорошей свариваемостью и хорошо работают в умеренно агрессивных средах

Таблица 1.1.3.

AWS-классификация сплавов на основе никеля для присадочных материалов, использующих супер-аустенитные нержавеющие присадочные материалы с 6% Mo

Alloy	Nominal Composition (%)								PRE <sub>N</sub>
	C	Mn	Si	Cr	Mo	Fe	N	Other	
<i>Covered Electrode</i>									
ENiCrMo-3	0.05	0.5	0.4	21.5	9.0	3.5	—	Nb: 3.6	51
ENiCrMo-4	0.01	0.5	0.1	15.5	16.0	5.5	—	W: 3.75	74
ENiCrMo-10	0.01	0.5	0.1	21.25	13.5	4.0	—	W: 3.0	71
<i>Bare Wire</i>									
ERNiCrMo-3	0.04	0.5	0.3	21.5	9.0	1.0	—	Nb: 3.6	51
ERNiCrMo-4	0.01	0.5	0.05	15.5	16.0	5.5	—	W: 3.75	74
ERNiCrMo-10	0.01	0.3	0.05	21.0	13.5	4.0	—	W: 3.0	70

\*PRE<sub>N</sub> = Cr + 3.3(Mo + 0.5W) + 16N.

### 1.1.1 Производство высокоазотистой аустенитной стали

По сравнению с углеродом растворимость азота в расплаве ниже, а в аустените выше, что обуславливает различия в производстве высокоазотистых сталей (ВАС) и соответствующих марок углеродистых сталей. Высокая растворимость N в аустените обеспечивает основу ВАС. Летучесть N требует специальных мер для достижения достаточной растворимости в расплаве. Наиболее распространенным способом является легирование, особенно хромом, ведущим элементом в классе нержавеющей сталей.

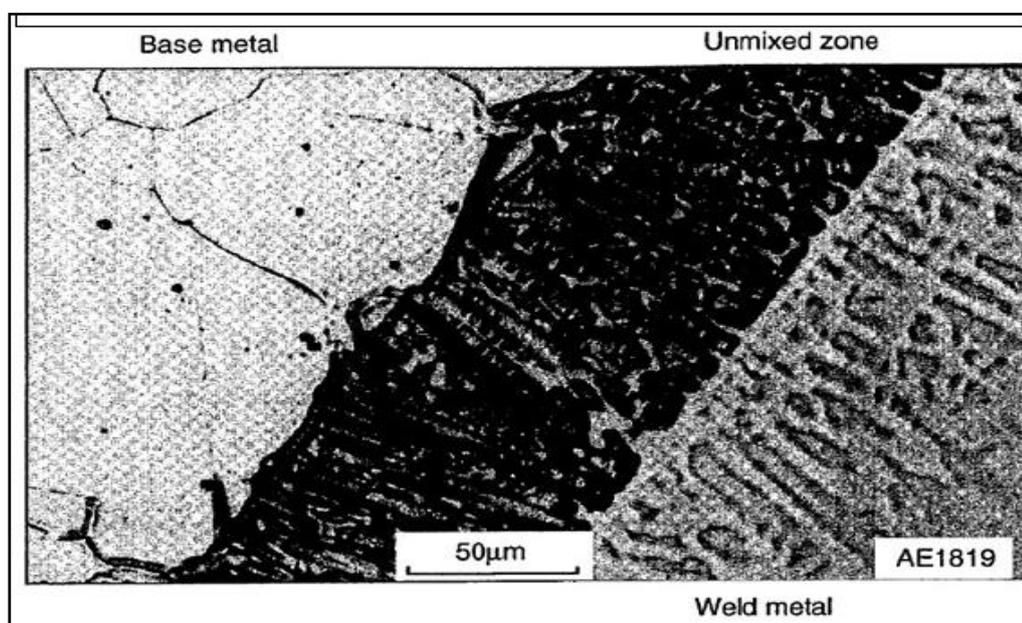


Рис.1.1.4 AWS-несмешиваемая прослойка, образующаяся на границе сплавления между аустенитной сталью и никелевым сплавом присадочного материала

Содержание N составляет приблизительно  $\leq 0,2\%$  в мартенситных сталях и  $\leq 1\%$  в аустенитных Cr-Mn-сталях. Дальнейшее увеличение содержания азота требует выплавки под давлением или способом порошковой металлургии, когда азот добавляют в исходные

материалы. Это оправдывает последующие затраты за счет низкой обрабатываемости и свариваемости ВАС [17].

*Сопротивление коррозии.* Были разработаны стали с содержанием до 0,5% N промышленной выплавки при нормальном давлении и выплавленные под давлением азота с содержанием до 0,9% N. Азот подавляет локальную коррозию за счет <7% молибдена. Высокое содержание хрома и молибдена возможно только в присутствии азота, обеспечивающего необходимую стабильность аустенита к образованию феррита и его распаду с образованием интерметаллических фаз. Эти супераустенитные ВАС отвечают новым требованиям химического и технологического машиностроения.

Избегать потерь азота при сварке можно, контролируя защитный газ, параметры сварки и композиции присадки. Увеличение содержания азота в металле шва снижает содержание  $\delta$ -феррита. Уменьшение  $\delta$ -феррита в аустенитных сварных швах приведет к увеличению восприимчивости к образованию кристаллизационных трещин. Однако роль азота во влиянии на восприимчивость к растрескиванию полностью аустенитного сварного шва неясна.

Добавление азота увеличивает стойкость к питтинговой коррозии в металлах сварного шва, уменьшает устойчивость к коррозионному растрескиванию под напряжением из-за уменьшения содержания  $\delta$ -феррита. Азот также улучшает механические свойства в металлах сварного шва. Однако присутствие нитридов может оказаться вредным для механических свойств сварных швов из нержавеющей стали [18].

Предварительное формование литьем под давлением исключает также дополнительные затраты. Электрошлаковый переплав применяется, например, для мартенситных ВАС в подшипниках из нержавеющей стали, инструментах и клапанах для получения высокой прокаливаемости, а также для аустенитных ВАС в высокопрочных и биологически инертных применениях.

Порошковая металлургия может, например, обеспечить получение износостойких марок нержавеющей стали с ~3% N. Как всегда, только убедительные свойства оправдывают более высокие затраты. Поэтому основную часть ВАС получают плавлением при нормальном давлении с использованием N<sub>2</sub>-дутья или азотированного феррохрома для введения в сталь азота [18].

### 1.1.2 Свариваемость ВАС

Нержавеющие стали с высоким содержанием азота используются в электронике, прецизионной и криогенной промышленности и других областях техники, так как они считаются высокопрочными, высокопластичными и вязкими материалами.

Более широкий диапазон использования ВАС предусматривает зависимость механических свойств и коррозионной стойкости от характеристик соединения этих материалов. При сварке ВАС по всем вышеуказанным причинам необходимо избегать потерь азота, дефектов сварки и выделения нитридов, растрескивания, пористости и т. д., что может привести к потере коррозионной стойкости, а также механических свойств (рис. 1.3.1). Например, нержавеющая сталь 21Cr-6Ni-9Mn-(0,2–0,4% N) может использоваться в энергетических отраслях промышленности, но имеет проблемы свариваемости пористости и образования горячих трещин [19]. Высокие затраты на оборудование и обслуживание электронно-лучевой сварки (EBW), как правило, используются для типов 21-6-9. Поэтому есть необходимость заменить EBW лазерной сваркой.

### 1.1.3 Пористость

Сечение по средней линии использовалось для изучения формирования пористости в сварных швах при высокой скорости движения источника энергии (Heat 2). Учитывая ускорение системы движения, начальную и конечную части сварного шва игнорировали, а часть среднего устойчивого состояния сварного шва анализировали на пустоты. Это позволило анализировать сварной шов длиной 75 мм для каждого условия обработки. Наблюдалось несколько различных типов дефектов пустот: газовая пористость, поры холодного закрытия и пористость активной зоны [20].

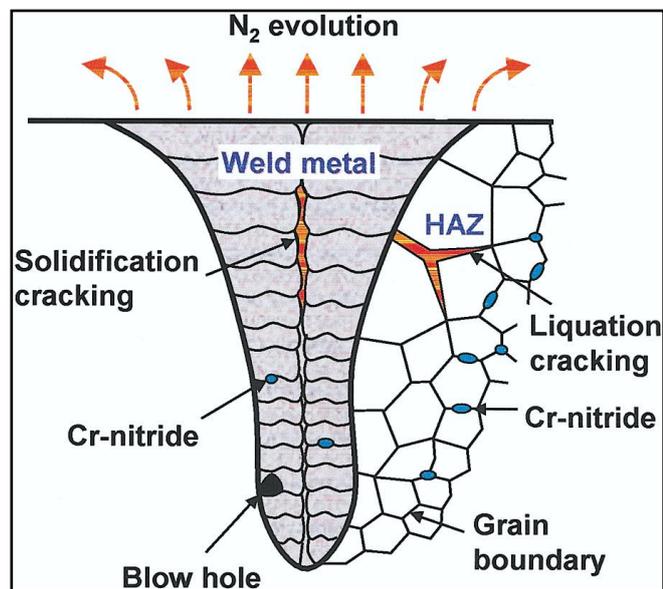


Рис.1.3.1 Схематическая иллюстрация сварного шва высокоазотистой стали [18]

Типичные микрофотографии этих дефектов показаны на рис. 1.3.2, 1.3.3 и 1.3.4 соответственно. Микроструктура сварного шва на всех трех микрофотографиях показывает кристаллизацию ячеек первичного аустенита. Газовая пористость характеризовалась небольшими размерами и сферической формой, что указывает на пузырь газа, захваченный в

затвердевающей жидкости. Наблюдаемая газовая пористость была типично малого размера ( $< 50$  мкм) и располагалась случайным образом в поперечном сечении сварного шва. Появление газовой пористости неудивительно при высоком содержании азота в стали типа 21-6-9, учитывая, что потери азота происходят при сварке высокоазотистых сталей высокой плотностью энергии [21, 22]. Однако газовые пустоты этого небольшого размера зарегистрированы только в частично расплавленной зоне [23].

При сварке с высокой плотностью энергии расплавленные материалы стекают вниз, заполняя «замочную скважину» по мере продвижения пучка, но при этом расплав не сплавляется с существующим материалом [24, 25]. *Поры по типу холодного замыкания* всегда находятся у корня шва, как ожидается для этого типа дефекта. Следует также отметить нерегулярность корня, показанную на рис.1.3.3. Дефекты при холодном закрытии обычно наблюдаются в выступах корневой нерегулярности.

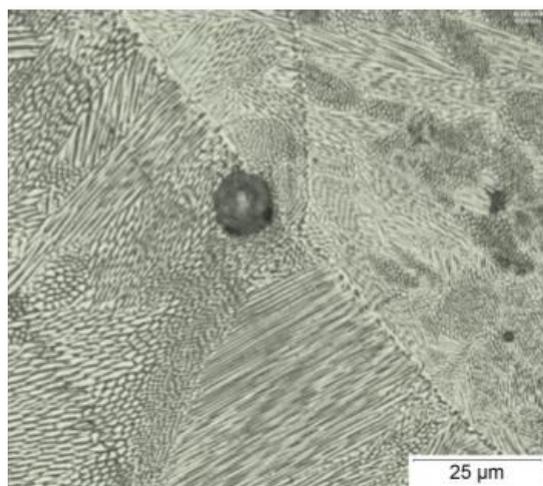


Рис.1.3.2.Круглая газовая пора при сварке с мощностью источника 700 Вт и скорости сварки 44,5 мм/с

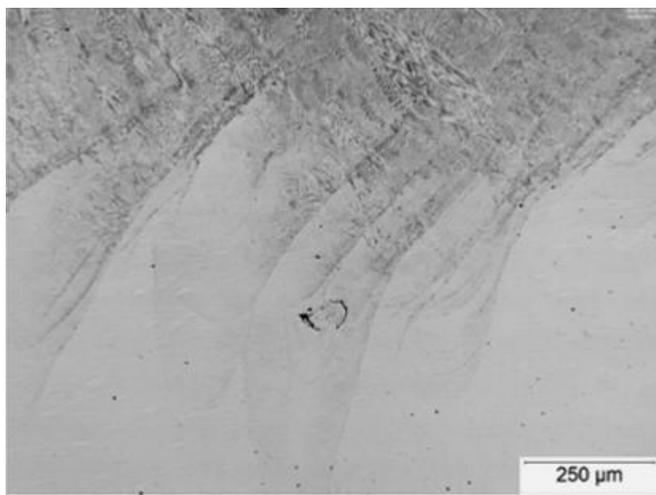


Рис.1.3.3Пора холодного замыкания при сварке с мощностью источника 900 Вт искорости сварки 19,1 мм/с

Пористость активной зоны связывается с сильным движением жидкости в «замочной скважине» (нестабильностью в этой зоне), захватывающей пустоты вдоль ее границы [20, 26]. Поры активной зоны, наблюдаемые в этих работах, обычно имели эллиптическую форму, причем основная ось была ориентирована параллельно фронту кристаллизации, как показано на рис.1.3.4 и 1.3.5. По мере увеличения скорости источника энергия и местоположение пор активной зоны в поперечном сечении сварного шва приближается к поверхности сварного шва [19]. На рис.1.3.6 схематически показано изменение места расположения пор активной зоны при увеличении скорости перемещения. Более высокие скорости перемещения показывают пустоты в более высоких местах в сечении сварного шва (рис.1.3.7). Изменение в расположении пористости активной зоны указывает на увеличение высоты замочной скважины, где возникает нестабильность при увеличении скорости движения.

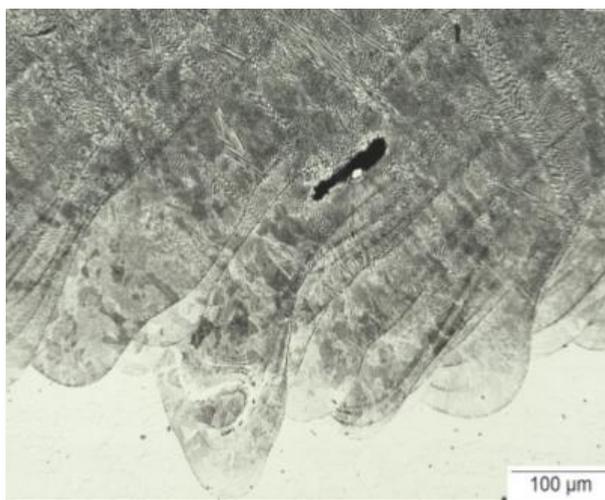


Рис.1.3.4Пористость активной зоны при сварке с мощностью источника 700 W и скорости сварки 44,5 мм/с

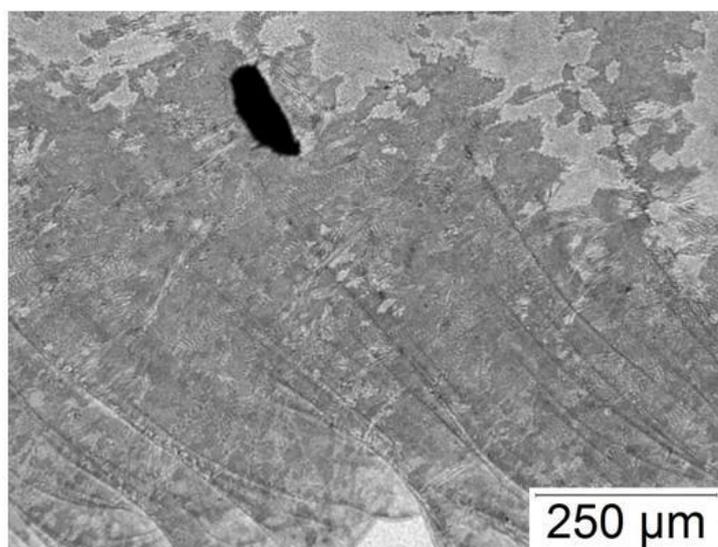


Рис.1.3.5Void observed during light optical microscope examination

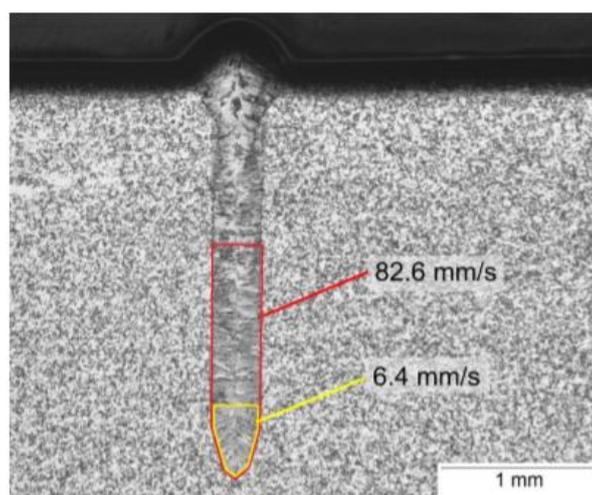


Рис.1.3.6 Схематическое изображение областей зон пористости, сдвигающихся с увеличением скорости движения

Суммарную площадь пустот к поперечному сечению определяли количественно, чтобы оценить долю площади пор для каждого сварного шва. Это соотношение сторон было выбрано в качестве независимой переменной, поскольку оно использовалось для характеристики пористости в стали 21-6-9 при электронно-лучевой сварке, а также его можно считать показателем стабильности замочной скважины, с увеличением соотношения снижается стабильность замочной скважины. Количество порувеличивается для некоторых сварных швов с соотношением сторон четыре и более. Однако некоторые из сварных швов с высоким соотношением размеров показывают пониженные количества пористости. В целом, поверхностная доля пористости очень низкая по сравнению с соединением электронно-лучевой сваркой стали типа 21-6-9, высокая пористость в электронно-лучевых сварных швах составляет примерно 1% [27]. Это небольшое количество пористости не может быть проблемой качества сварного шва.

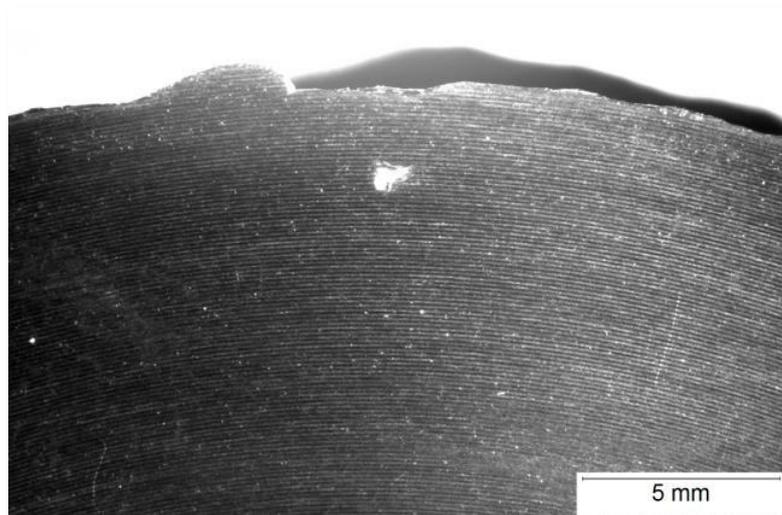


Рис.1.3.7 Типичная пора в конце сварки, где кристаллизуется замочная скважина

Учитывая, что размер пустоты, видимой в осевой линии, сильно зависит от глубины поперечного сечения относительно фактической центральной линии сварного шва и местоположения пор относительно центральной линии сварного шва, количество пустот в сечении также принималось в расчет. Кроме того, дефекты холодного закрытия очень мало влияют на площадь пор, но считаются более вредными для механических свойств из-за трещиноподобной природы разрыва [25]. Учитывая количество присутствующих пустот, можно получить еще один показатель качества сварки.

На рисунке 1.3.6 приведено центральное сечение сварного соединения с типичной порой в конце зоны сварки, где кристаллизуется «замочная скважина». На рисунке 1.3.7 показана пора, наблюдаемая в оптический микроскоп.

### 1.1.4 Потери азота

Были проанализированы три условия сварки с использованием метода WDS при скоростях движения 19,1, 44,5 и 69,9 мм/с лазера (Heat 1) мощностью 900 Вт, для измерения потери азота в сварных швах. Каждый образец анализировался в четырех местах: основной металл, поверхность сварного шва, проникновение 50% и корень сварного шва, как показано на рис. 1.3.8 [19].

Показатели WDS были скорректированы до массового процента, используя содержание азота в основном металле, полученное методом сплавления в инертном газе. Полученные значения – это среднее число из 8–10 точек развертки в каждой зоне. Рисунок 3.8 показывает содержание азота в различных областях для трех сварных швов. Несмотря на существенный разброс данных, обнаруживается потеря азота в металле сварного шва.

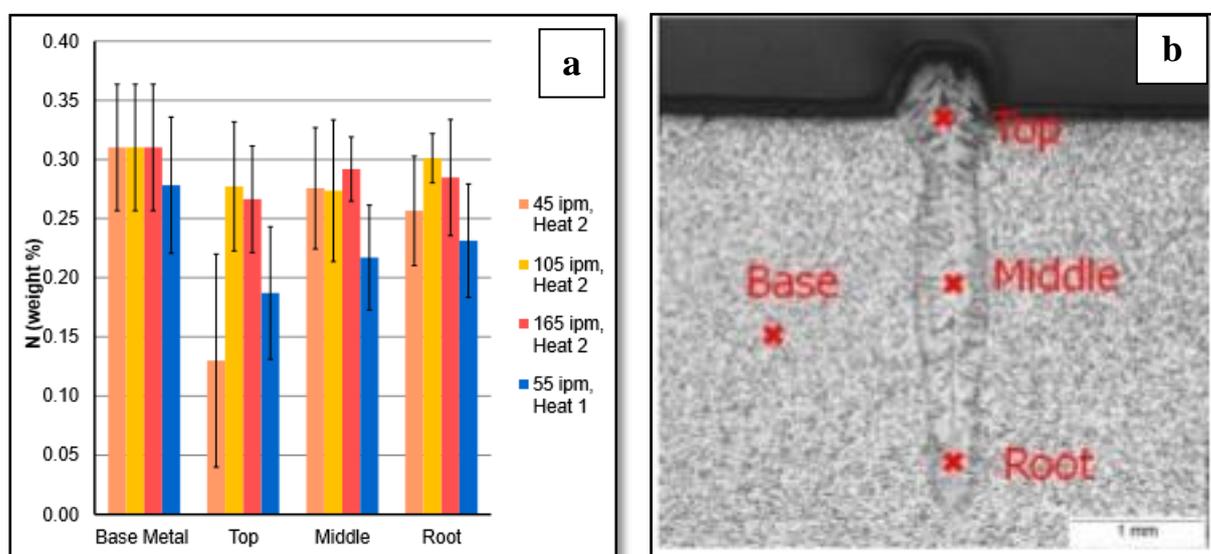


Рис.1.3.8Содержание азота в основном металле (а) и триточки металла шва, проанализированных с использованием микрозондового анализа (b)

Область поверхности сварного шва имеет тенденцию к увеличению потерь по сравнению со средним и корневым участками. Поскольку верхняя часть «замочной скважины» является последней при затвердевании, вероятно, увеличение времени в расплавленном состоянии увеличивает потерю азота. Повышенная потеря азота при низких скоростях движения также подтверждает эту гипотезу, при более низких скоростях перемещения более длительное время затвердевания.

Рассчитывали потерю азота металла сварного шва относительно содержания азота в основном металле. На рис. 1.3.9 показаны потери в содержании азота в зависимости от скорости перемещения для трех мест в металле сварного шва. Низкие скорости перемещения показывают повышенную потерю азота, особенно на поверхности шва. Увеличение потерь азота при низких скоростях движения может быть связано с более длительным временем выделения азота при более длительном времени затвердевания или с большей площадью поверхности расплава по сравнению с высокоскоростными сварными швами. Литература показывает увеличение потерь марганца при низких скоростях перемещения при лазерной сварке аналогичных сплавов из-за большей площади поверхности сварки при более

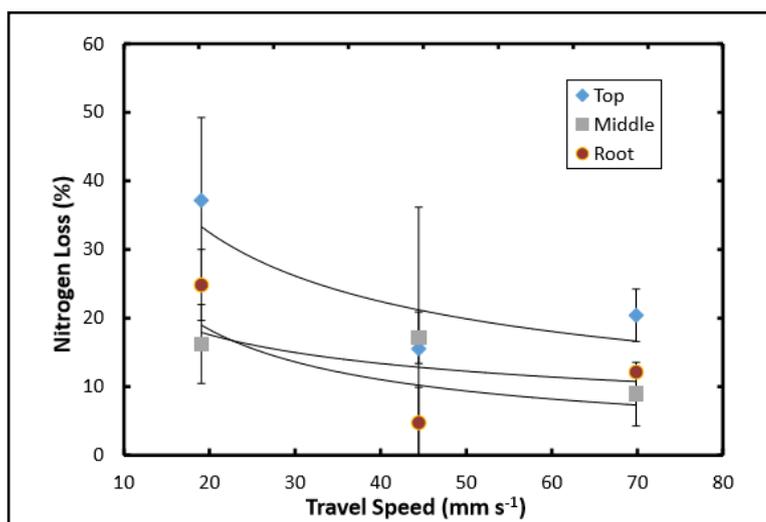


Рис.1.3.9 Потеря азота в сварном шве в зависимости от скорости движения в трех местах вдоль поперечного сечения сварного шва

низких скоростях перемещения [28]. Лазерная сварка сплава, подобного стали типа 21-6-9, но с более высоким содержанием азота (18Cr-12Mn-0.6N) показала аналогичное увеличение потери азота при более низких скоростях движения, а также большую потерю азота приблизительно 25 % [22].

Учитывая средние проценты потерь азота, показанные в табл. 1.5, определенные методом электронного микрозондового анализа (ЕМРА) массивных сварных образцов с использованием анализа слияния инертных газов, показали сходные тенденции в массивных образцах. Оба метода показывают увеличение потерь при самой низкой скорости движения. Более низкие процентные потери лучше анализируются при использовании инертного газа по сравнению с ЕМРА. Это различие может быть вызвано тем, что насыщение сварного шва происходит уже при сварке массивных образцов. Различию между методами могут также способствовать неопределенности в измерениях ЕМРА.

Учитывая данные сварки в инертном газе, аналогичные потери азота наблюдаются как для лазерной сварки, так и для электронно-лучевой сварки.

Таблица 1.3.1

Потери азота в сварном шве

Travel Speed (mm/s)	EMPA N Loss (wt-%)	Inert Gas Fusion N Loss (wt-%)
19.1	26	13
44.5	12	7
69.9	14	10

## 1.1.5 Микротвердость

Микротвердость по Виккерсу как в основном металле, так и в металле сварного шва использовалась для изучения изменений механических свойств сварных швов Heat 1. В табл.1.4.1 показана микротвердость для металла шва, основного металла и полученная разница. Значение  $\sigma$  показывает стандартное отклонение для показаний в каждой области. Наблюдения могут проводиться по изменениям между основным металлом и твердостью металла сварного шва, но следует иметь в виду, что небольшие изменения, наблюдаемые между условиями, иногда меньше стандартного отклонения измерений.

Стандартные отклонения твердости металла шва, как правило, возрастали по мере уменьшения скорости движения при заданной мощности лазера. Изменение разброса между данными твердости металла сварного шва может быть признаком увеличения пространственного разброса содержания азота в металле сварного шва при уменьшении скорости перемещения, вызывающего большее локальное изменение твердости.

Таблица 1.4.1.

Микротвердость основного металла и металла шва

Weld Parameters		Base Metal (BM)		Weld Metal (WM)		Difference
Power (W)	Travel (mm/s)	Average (HV <sub>200</sub> )	$\sigma$	Average (HV <sub>200</sub> )	$\sigma$	BM-WM (HV <sub>200</sub> )
500	6.4	266	5.5	263	10.1	3
500	12.7	263	5.2	263	7.4	0
500	19.1	262	5.5	266	8.4	-4
500	23.3	272	5.6	276	7.2	-4
700	6.4	254	9.2	241	6.5	13
700	12.7	268	9.7	267	7.1	1
700	19.1	261	3.2	264	8.4	-3
700	23.3	256	8.9	266	7.1	-10
900	6.4	242	6.3	230	12.5	12
900	12.7	261	8.5	249	6.8	12
900	19.1	268	4.3	255	6.0	13
900	23.3	269	4.3	261	9.2	8
1100	6.4	257	10.1	254	14.9	3
1100	12.7	259	10.2	247	5.9	12
1100	19.1	263	8.0	248	4.0	15
1100	23.3	272	6.4	252	3.3	20

В литературе показано небольшое повышение твердости для лазерной сварки стали типа 21-6-9 с параметрами обработки 400 Вт и 16,9 мм/с [29]. Увеличение твердости, о котором сообщалось в этой работе, приблизительно на 20 HV, было намного больше, чем при аналогичных параметрах обработки, наблюдаемых в [30], но согласие между этими двумя данными указывает на то, что увеличение твердости, наблюдаемое в некоторых сварных швах меньшей мощности, оправданно. По мере увеличения мощности лазера, наблюдается увеличение перепада твердости между основным металлом и металлом шва. Это наблюдение может быть признаком увеличения потери азота при увеличении мощности лазера. К сожалению, изменение потерь азота при мощности лазера не анализировалось. В целом, нет никаких значительных механических изменений свойств в наплавленном металле. Аналогично, во время электронно-лучевой сварки стали типа 21-6-9 нет разницы в микротвердости между основным металлом и металлом шва [30]. Учитывая трудность с выводами о механических свойствах металла шва по данным твердости, ведутся работы по микро-испытанию на растяжение металла шва и основного металла [31].

Высокий уровень азота в стали типа 21-6-9 должен обеспечивать упрочнение твердого раствора атомами внедрения. Учитывая, что в металле сварного шва наблюдается небольшое изменение твердости и происходят потери азота, вероятно, существуют и другие механизмы, участвующие в изменении механических свойств металла сварного шва. Особенности тонкой структуры кристаллизации, наблюдаемой в стали 21-6-9 после лазерной сварки [32], могут способствовать упрочнению металла шва, что объясняет некоторое уменьшение прочности, ожидаемое при потере азота.

## 1.2 Применение высокоазотистых аустенитных сталей

Высокоазотистые аустенитные коррозионностойкие стали могут иметь различные применения.

*В качестве биоматериалов*

Рен и др. [33] разработали высокоатомные никель-аустенитные нержавеющие Cr-Mn-Mo-N-стали, которые имеют лучшие механические свойства, коррозионную стойкость и совместимость с кровью. Другая высокоаустеновая аустенитная нержавеющая сталь, разработанная Рен с соавторами [34], представляет собой BIOSS4 – биоматериал без никеля как элемента, вызывающего аллергию.

В другой работе Рен и др. [35] сообщали, что большинство выпускаемых промышленностью коронарных стентов изготовлено из нержавеющей сталей типа 316L и сплава на основе кобальта (L605) благодаря хорошему сочетанию механических и коррозионных свойств. Однако наличие высокого содержания никеля и кобальта, которое, как известно, вызывает токсические и аллергические реакции, вызывает беспокойство. Такие проблемы побудили исследователей к разработке безникелевой аустенитной нержавеющей стали с высоким содержанием азота, которые безопасны для медицинского применения. Азот в стали не только заменяет никель, но также улучшает свойства стали. Они обнаружили, что этот вид металла имеет более высокую прочность и превосходную гемосовместимость [36].

*В качестве конструкционного материала*

Безникелевая аустенитная нержавеющая сталь с высоким содержанием азота (Cr-Mn-N) имеет широкий спектр применения в промышленности, в частности, в энергетике, на транспорте и др. Этот тип стали с содержанием

>0,4 N становится для этого назначения важным конструкционным материалом с сочетанием прочности, вязкости и износостойкости [37].

Аустенитные ВАС для обслуживания при повышенных температурах содержат примерно до 0,25% азота в твердом растворе. Кроме того, до 0,7% азота выделяется в виде нитридов в выплавленных под давлением азота сталях. Сопротивление кратковременной ползучести растет за счет растворенного азота [38].

### 1.3 Разработка никелевой медицинской нержавеющей стали

Нержавеющие стали, используемые в настоящее время для медицинских и хирургических целей, все еще содержат от 13 % до 15 % Ni, таких как нержавеющая сталь 316L. Из-за потенциальных опасностей, которые никель может причинить людям, и возможности замены никеля повышением содержания азота в стали, были разработаны азотсодержащие низколегированные никелем и даже безникелевые аустенитные нержавеющие стали для медицинского применения. Это постепенное улучшение хирургических нержавеющих сталей можно увидеть из стандартов ASTM, перечисленных в табл. 1.6.1.

Таблица 1.6.1.

Химический состав выбранных для применения в качестве хирургических имплантов в США нержавеющих сталей, показывающий тенденцию снижения содержания никеля в сталях [39]

Steels	C	Cr	Ni	Mn	Mo	Cu	Si	N	Others
F138, 139	≤0.03	17–19	13.0–15.0	≤2.0	2.25–3.0	≤0.5	≤0.75	≤0.1	–
F745	≤0.06	16.5–19.0	11.0–14.5	≤2.0	2.0–3.0	≤0.5	≤1.0	≤0.2	–
F1314	≤0.03	20.5–23.5	11.5–13.5	4.0–6.0	2.0–3.0	≤0.5	≤0.75	0.2–0.4	V, Nb: 0.1–0.3
F1586	≤0.08	19.5–22.0	9.0–11.0	2.0–4.25	2.0–3.0	≤0.25	≤0.75	0.25–0.5	Nb: 0.25–0.8
F2229	≤0.08	19.0–23.0	≤0.05	21.0–24.0	0.5–1.5	≤0.25	≤0.75	0.85–1.1	–
F2581	0.15–0.25	16.5–18.0	≤0.05	9.5–12.5	2.7–3.7	≤0.25	0.2–0.6	0.45–0.55	–

С разработкой новой хирургической нержавеющей стали и модификацией медицинского стандарта ASTM содержание никеля все более снижалось в новых нержавеющей сталях, но все болееповышалосьсодержание азота до тех пор, пока не была разработана высокоазотистаябезникелевая нержавеющая сталь с 23%Mn-21%Cr-1%Mo-1%N (ASTMF 2229)или сплав Biodur® 108 фирмы CarpenterTechnologyCorporation и Fe-11Mn-17Cr-3Mo-0.5N (ASTMF2581) ивнесена в стандартASTM в качествеспециальной хирургической нержавеющей стали. Теперь высокоазотистыйбезникелевыйсплавBiodur® 108 используется при производстве медицинских изделий или инструментов[4].

В настоящее время высокоазотистые стали обычно производят с помощью методов плавления под давлением, например, электрошлакового переплавапод давлением, литья под давлением, плазменной дуговой плавки, порошковой металлургии и т. д. [41–42]. При разработке и получении высокоазотистыхбезникелевыхнержавеющих сталей добавляется марганец в дополнение к азоту в нержавеющей сталях, а также в качестве легирующего элемента, замещающего никель. Затем изучаются свойства и связанные с ними механизмы упрочнения безникелевых нержавеющей сталей Cr-Mn-N и Cr-Mn-Mo-N-нержавеющих сталей, которые применяются в различных областях промышленности.

В 1995 году на Четвертой международной конференции по высоким азотсодержащим сталям (HNS95), Угговицер,Шпайдель и др. ученые из Швейцарии представила новую аустенитную нержавеющую сталь [41], которая содержала 15-18% Cr, 3-6% Mo, 10-12% Mn и около 0,9% N. Кроме того, никелевая сталь обладала отличной коррозионной стойкостью и выдающимися механическими свойствами.

Они предположили, что аллергия на никель может быть предотвращена с помощью этой новой высокоазотистой нержавеющей стали, не содержащей

никеля. На той же конференции Мензельс соавторами [42] из Германии прямо предложил использовать высокоазотистые безникелевые аустенитные стали для медицинских применений и предложил разработать 15%Cr-(10–15%)Mn-4%Mo-0,9%N-сталь путем уменьшения содержания марганца и хрома и увеличения содержания молибдена в нержавеющей стали. С тех пор большое количество исследований было сфокусировано на свойствах медицинских никелевых нержавеющих Cr-Mn-Mo-N-сталей, особенно коррозии и износа в жидкостях организма, биосовместимости *in vitro* и *in vivo* и т. д.

В 1999 году Угговицер и Томанн продолжили исследования коррозионной стойкости биосовместимой аустенитной безникелевой нержавеющей стали с высоким содержанием азота P558 (17%Cr-10%Mn-3%Mo-0,49%N-0,2%C) по сравнению с 316L (ASTM F138, ISO 5832-1) [43].

## 2 МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

### 2.1 Материал исследования и подготовка образцов

Для исследований были выбраны аустенитные стали: Cr-Mn-N-сталь (P900N) и Cr-Mn-Mo-N-сталь (P900N+Mo), нарезанные в пластины толщиной 1,0 мм. Для сравнения использовали стандартную аустенитную сталь типа 304 (0X18N10T) в виде листа толщиной 1,0 мм. Химический состав сталей приведен в табл. 2.1.1.

## Химический состав исследованных сталей

Система легирования стали	Маркировка образцов	Contentofelements, wt. %											
		C	Si	Mn	P	S	N	Cr	Ni	Al	Mo	V	Nb/Ti
Cr-Mn-Mo-N	1	0.06	0.65	19.13	0.018	0.001	0.81	17.51	0.13	0.008	2.20	0.08	0.006 Nb
Cr-Mn-N	2	0.06	0.35	18.61	0.018	0.001	0.84	18.07	0.37	0.015	0.04	0.06	0.004 Nb
Cr-Ni	3	0.06	0.53	1.38	0.027	0.021	-	17.66	10.64	0.111	0.11	0.06	0.028 Ti

Сварку пластин проводили с помощью CO<sub>2</sub>-лазера фирмы TRUMPF (модель LaserCell 1005) мощностью 5 кВт. Для процесса сварки CO<sub>2</sub>-лазером использовали защитный газ – азот, необходимый для подавления образующейся плазмы. Защитный газ подавался коаксиально лучу. Кроме того, эксперименты проводили с использованием накладки для дополнительной подачи азота с целью уменьшения потерь азота из сварочной ванны. Образцы сваривались с одной стороны. Характеристики лазера и экспериментальные параметры сварки показаны в таблице 2.1.2 общий вид установки – на рис. 2.1.1.

Характеристики CO<sub>2</sub>-лазера и параметров сварки образцов встык

Длина волны, мкм	10,6
Транспортировка излучения	Зеркала
Параметр качества пучка ВРР, мм·мрад	0.339 mmmrad
Фокусное расстояние, мм	200
Диаметр фокального пятна, мкм	300
Мощность лазера, P <sub>L</sub> , кВт	5
Скорость сварки, v <sub>w</sub> , м/мин	3
Положение фокуса, F, мм	0



Рис. 2.1.1 Многофункциональный лазерный технологический комплекс для объемной лазерной обработки TrumfLasercell 1005, мощность – 5 кВт (CO<sub>2</sub>)

В результате лазерной сварки пластин получили стыковые сварные соединения. Из пластин с использованием механической резки (ножовкой с последующей полировкой на шкурке) вырезали образцы. Размеры готовых образцов составляли 100,0×10,0×1,0 мм.

## 2.2 Металлография

При изготовлении поперечных шлифов, необходимых для анализа образующейся микроструктуры сварного шва, использовали шкурки разной степени зернистости и химическое или электролитическое травление.

Металлографические исследования проводили на оптическом исследовательском микроскопе Альтами Met1M при поддержке программы AltamiStudio. (рисунок 2.2.1).



Рис. 2.2.1. Исследовательский металлографический микроскоп  
Альтами Met1M

Микроскоп Альтами Met1M – металлографический микроскоп инвертированного действия, то есть наблюдение ведётся снизу. Металлографический цифровой комплекс предназначен для исследования микроструктуры металлов и сплавов в отраженном свете в светлом поле при

прямом освещении. Оснащён цифровой камерой и программным обеспечением AltamiStudio. AltamiStudio — программа (в русской и английской версии) для управления устройствами захвата изображения, а также для анализа и обработки полученных кадров.

### 2.3.3 Определение твердости

Для измерения твёрдости методом Виккерса был использован твердомер AkashiAVK, модели 1975. Значения микротвердости определяли при нагрузке 5 кг.

Метод измерения твёрдости металла по Виккерсу регламентируется ГОСТ 2999-75 и ISO 6507, этот метод относится к статическим. В образец под определённой нагрузкой вдавливается индентор, представляющий собой правильную четырёхугольную алмазную пирамиду (рисунок 2.3.1), у которой угол между противоположными гранями составляет  $136^\circ$ . При вдавливании призмы в образец нагрузка выдерживается какое-то время (обычно 10–15 секунд). Измеряется длина диагонали отпечатка, диагонали  $d_1$  и  $d_2$  должны быть равны. Обычно делают три «укола» и высчитывают среднее значение. Затем с помощью переводной таблицы по значению длины диагонали (шкала  $\eta=0,001 \text{ mm}$ ) определяется твёрдость.

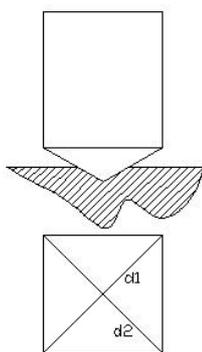


Рис. 2.3.1. Схема индентирования при испытании твердости методом Виккерса

## 2.4 Механические испытания

Испытания механических свойств образцов на разрыв до и после сварки, а также в коррозионной среде проводили с помощью испытательной машины TiniusOlsenH50KS максимального усилия 50 кН (рисунок 2.4.1). Обработка результатов проводилась с помощью встроенного программного обеспечения HORIZON.



Рис. 2.4.1. Испытательная машина TiniusOlsen H50KS

## 2.5 Электронно-микроскопические исследования

Тонкую структуру аустенита и наличие других фаз в сварных соединениях определяли методом просвечивающей электронной микроскопии. При этом исследовали три зоны сварных соединений:

основной металл, зону термического влияния и сварной шов. Фольги подготавливали механическим способом на шлифовальной бумаге зернистости 1000 и 2000 с последующим утонением на алмазной пасте и электролитической полировкой.

Для исследования тонкой структуры сталей использовали просвечивающий электронный микроскоп ЭМВ-100Л, позволяющий использовать режим электронографа для получения общей дифракции электронов с поверхности фольги при максимально раскрытой диафрагме, что позволяет качественно оценить фазовый состав стали.

### 3 РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТА

#### 3.1 Механические свойства

Испытания механических свойств на растяжение трех марок сталей Cr-Ni, Cr-Mn-Ni Cr-Mn-Mo-N проводили при комнатной температуре и скорости деформирования 0,15 мм/мин. Фотографии образцов до и после испытаний показаны на рис. 3.1.1.

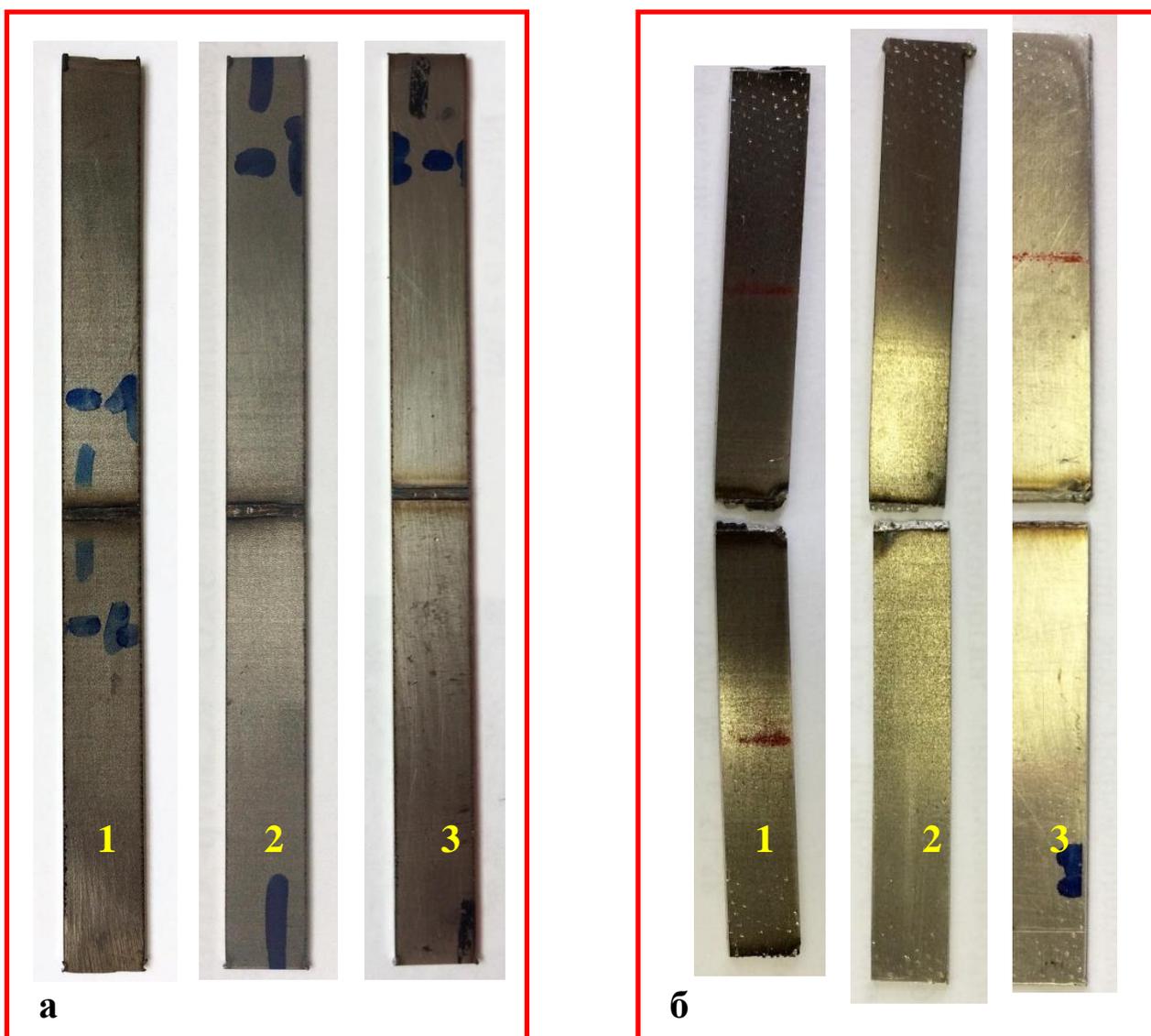


Рисунок 3.1 Фотографии образцов до (а) и после (б) механических испытаний

### 3.2 Механические свойства исследованных сталей

Для определения механических свойств исследованных сталей использовали цельные образцы размером  $100 \times 10 \times 1$  мм и образцы после лазерной сварки (рис. 3.1.1, а). Для оценки повторяемости эксперимента на каждое состояние сталей проводилось не менее 2–3 испытаний.

Кривые растяжения цельных образцов исследованных сталей приведены на рис.3.1.2–3.1.4. Испытания проводили на воздухе.

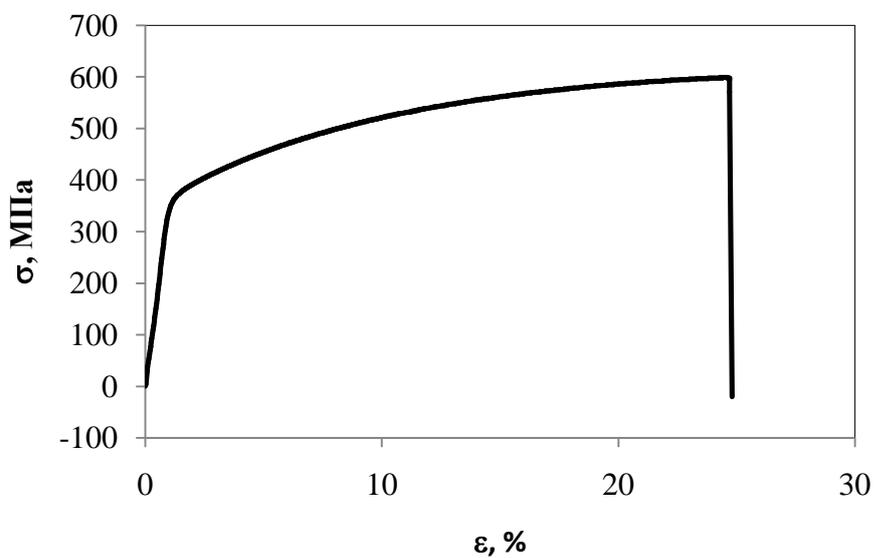


Рисунок 3.1.2. Кривая растяжения цельного образца Cr-Ni-стали

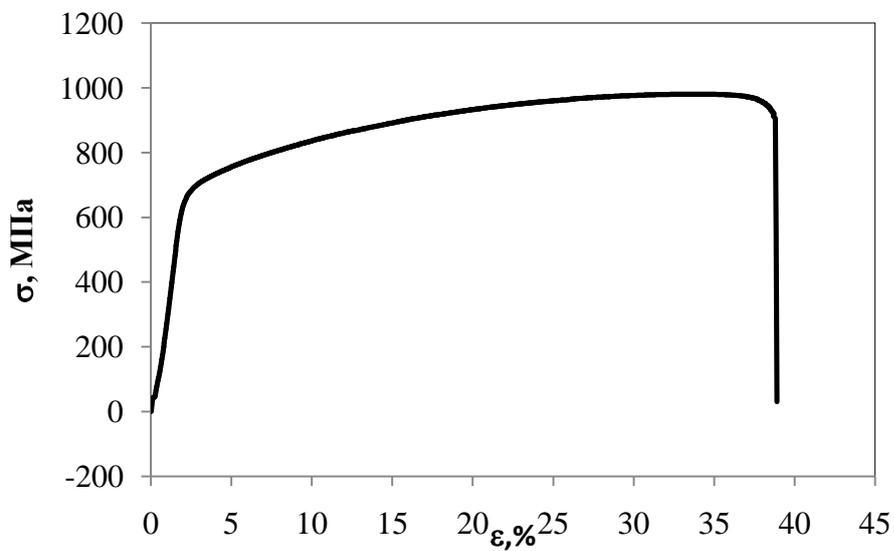


Рисунок 3.1.3. Кривая растяжения цельного образца Cr-Mn-N-стали

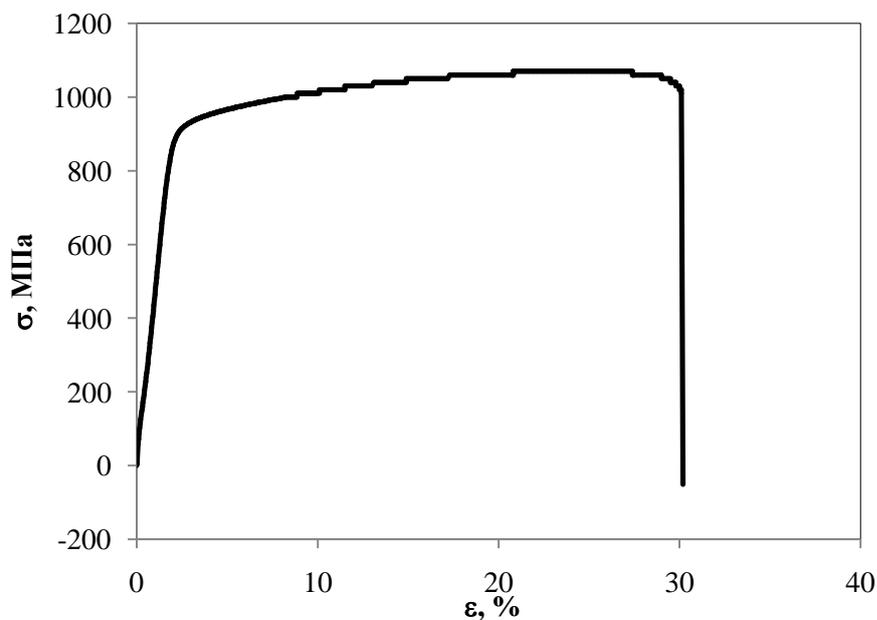


Рисунок 3.1.4. Кривая растяжения цельного образца Cr-Mn-Mo-N-стали

Обобщенные результаты механических свойств представлены в табл. 3.1.1, из которых следует, что наиболее высокими прочностными свойствами обладает Cr-Mn-Mo-N-сталь. По сравнению с Cr-Ni-сталью высокоазотистые аустенитные стали показали более высокие прочностные и пластические свойства.

Таблица 3.1.1

Механические свойства цельных образцов исследованных сталей

Сталь	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %
Cr-Mn-Mo-N	920	1070	30	33
Cr-Mn-N	660	980	39	45
Cr-Ni-Mn	370	600	25	21

Кривые растяжения сварных образцов исследованных сталей показаны на рисунках 3.1.5–3.1.7. Испытания проводили на воздухе.

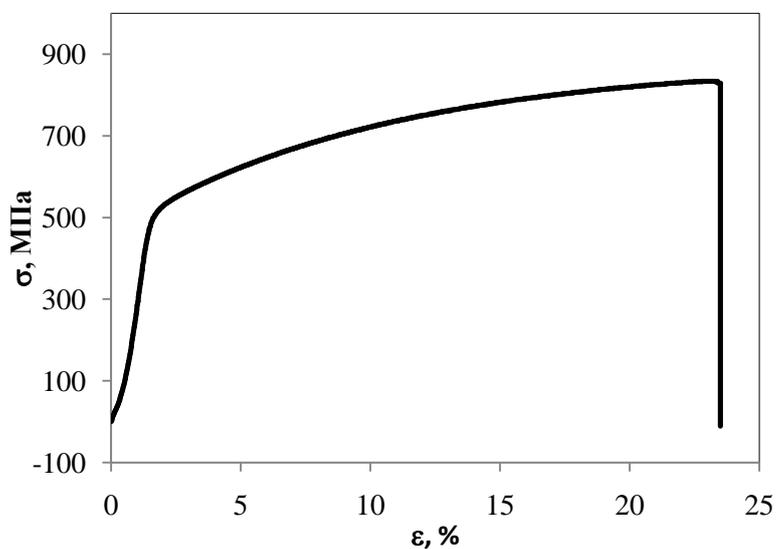


Рисунок 3.1.5. Кривая растяжения сварного образца Cr-Ni-стали на воздухе

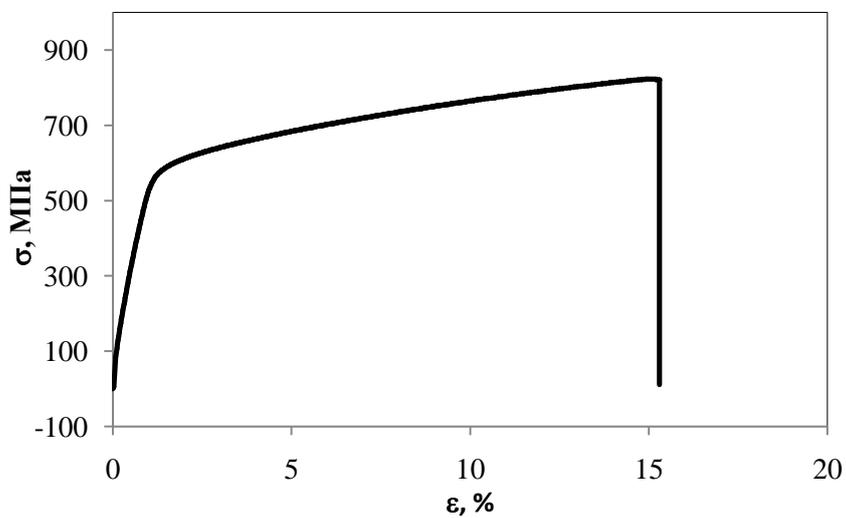


Рисунок 3.1.6. Кривая растяжения сварного образца Cr-Mn-N-стали на воздухе

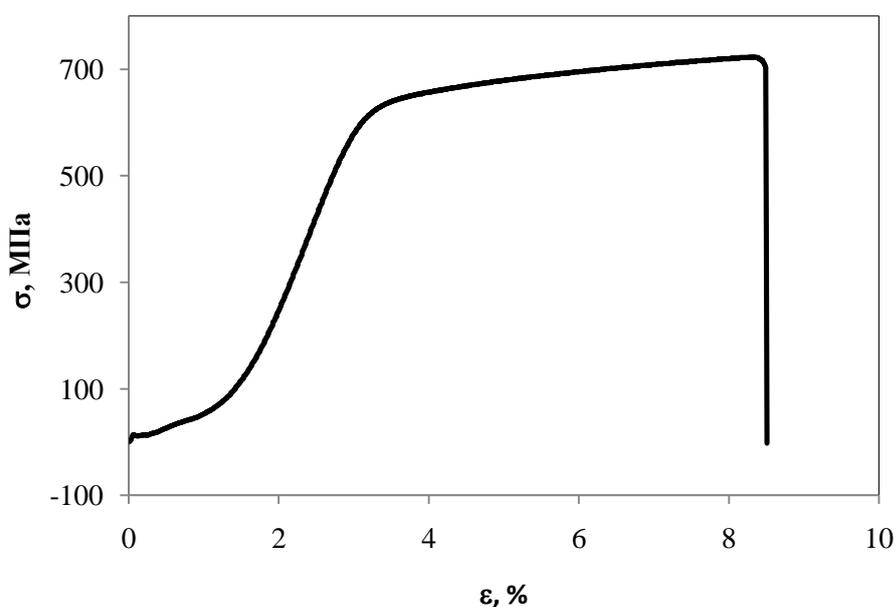


Рисунок 3.1.7. Кривая растяжения сварного образца Cr-Mn-Mo-N-стали на воздухе

Суммируя полученные для сварных образцов результаты в таблице 3.1.2, можно сказать, что все образцы разрушились по сварному шву, из чего следует, что сварное соединение не являлось равнопрочным основному металлу. Но и в этом случае наиболее прочной оказалась Cr-Mn-Mo-N-сталь.

Таблица 3.1.2

Механические свойства сварных образцов исследованных сталей

Сталь	$\sigma_{0.2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %
Cr-Mn-Mo-N	640	720	12	18
Cr-Mn-N	460	820	15	28
Cr-Ni-MN	532	238	15	27

Были также проведены исследования механических свойств в коррозионной среде – 3,5%-раствор хлорида натрия (рисунки 3.1.8–3.1.10).

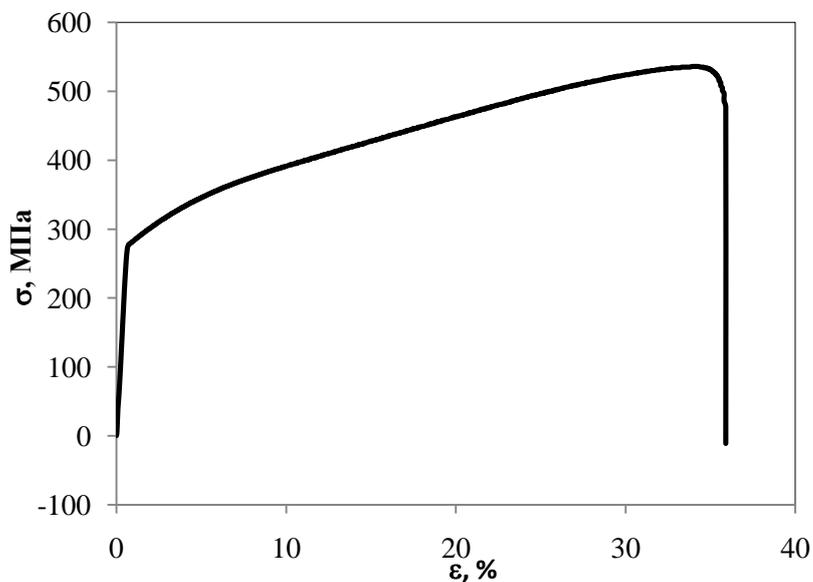


Рисунок 3.1.8. Кривая растяжения сварного образца Cr-Ni-стали в 3,5%-NaCl

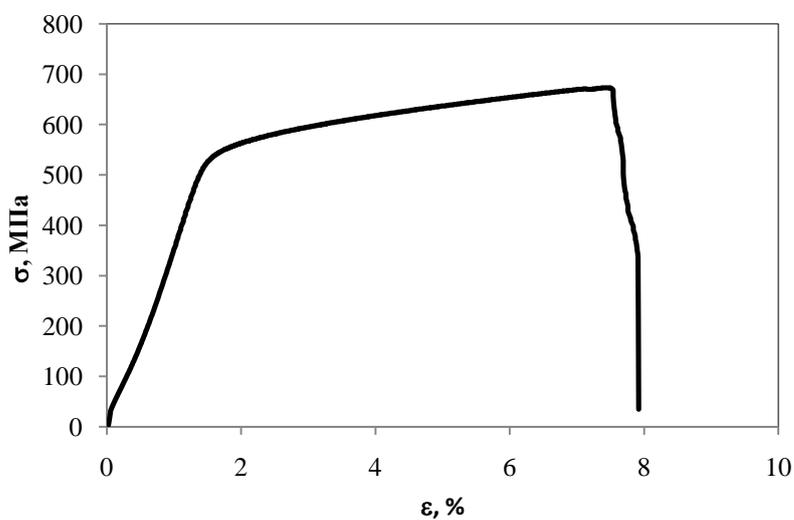


Рисунок 3.1.9. Кривая растяжения сварного образца Cr-Mn-N-стали в 3,5%-NaCl

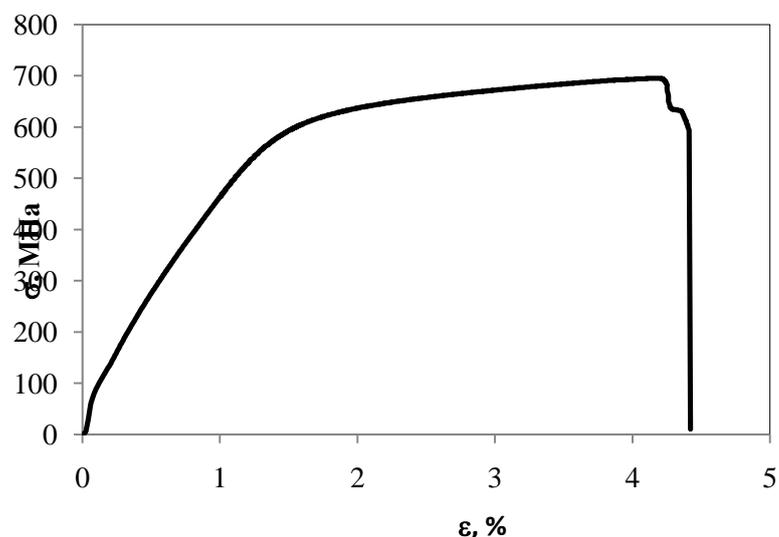


Рисунок 3.1.10. Кривая растяжения сварного образца Cr-Mn-Mo-N-стали в 3,5%-NaCl

Суммируя данные по испытаниям сварных образцов в коррозионной среде (таблица 3.1.3), можно сказать, что Cr-Ni-сталь значительно сильнее разупрочняется в коррозионной среде, и почти в 2 раза уступает по прочности высокоазотистым сталям, оставаясь достаточно пластичной. Высокоазотистые стали показали довольно низкую пластичность, что связано, очевидно, с высоким уровнем остаточных напряжений в сталях, провоцирующих зарождение трещин в коррозионной среде.

Таблица 3.1.3

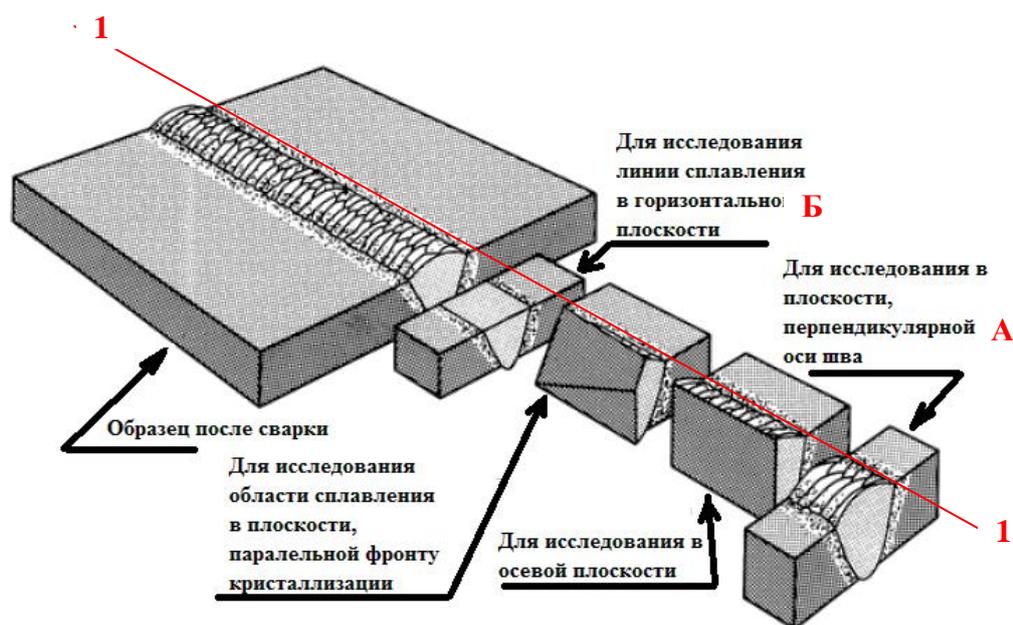
Механические свойства сварных образцов исследованных сталей в 3,5%-NaCl

Сталь	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %
Cr-Mn-Mo-N	540	700	5	28
Cr-Mn-N	570	670	8	13
Cr-Ni	280	540	36	19

### 3.3 Микроструктура исследованных сталей после лазерной сварки

Микроструктуру исследованных Cr-Mn-Nи Cr-Mn-Mo-N-сталей изучали на вырезанных по схеме, показанной на рисунке 3.2.1 (сечение А и Б) образцах после приготовления шлифа с использованием шлифовальной бумаги №№ 800, 1000 и 2000, полировки на сукне с использованием алмазной пасты № 7/10 и химического и электролитического травления в царской водке и 10%-растворе щавелевой кислоты.

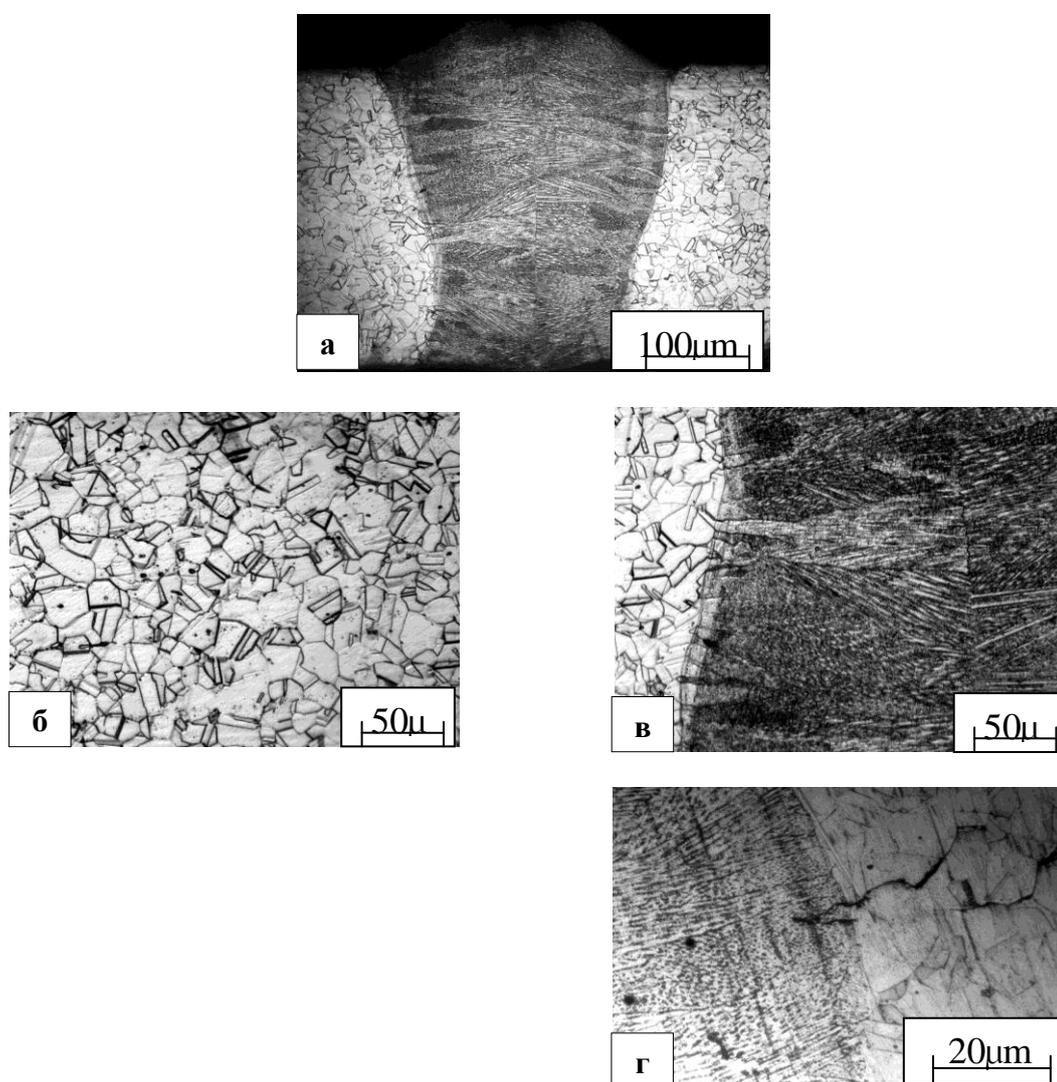
Рис. 3.2.1 Схема подготовки образцов для металлографических исследований стыковых сварных соединений (1-1 ось шва)



Исследование микроструктуры образцов Cr-Mn-N-стали, вырезанных по указанной схеме (рисунок 3.2.1, А) показало, что металл шва, согласно схеме на рисунке 3.1 главы 1, имеет вид «замочной скважины» и отделен от зоны

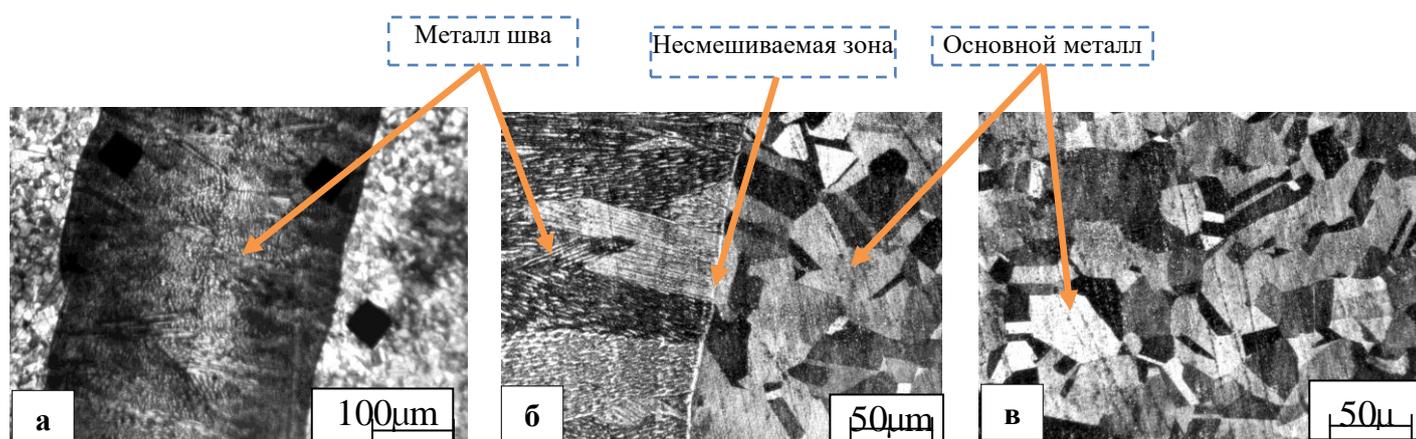
термического влияния узкой прослойкой аустенита, в которой кристаллографические плоскости отдельных зерен служили «подложкой» при дендритной кристаллизации металла шва (рисунок 3.2.2, в).

Рис. 3.2.2 Микроструктура сварного соединения пластин Cr-Mn-N-стали в плоскости, перпендикулярной оси шва (сечение А на рис. 3.2.1): а – зона сварного шва; б – основной металл; в – линия сплавления и зона термического влияния; г – трещина



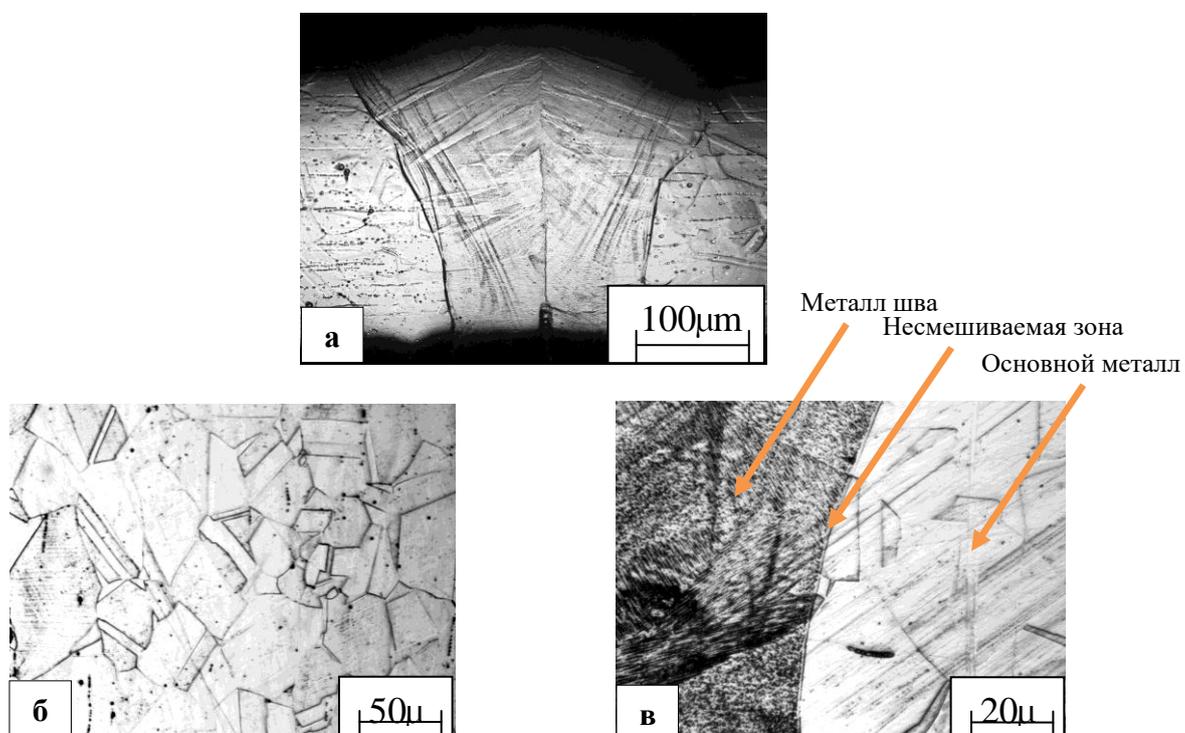
На границе этой зоны и зоны термического влияния (ЗТВ) встречаются микротрещины, растущие по границам зерен в основной металл (рисунок 3.2.2, г). Структура основного металла представляет собой аустенит с размером зерна около 20 мкм. Структура Cr-Mn-N-стали в горизонтальном сечении, показанном на рисунке 3.2.1 (Б) приведена на рисунке 3.2.3. В рассмотренном сечении ширина сварного шва составляет около 300 мкм (рисунок 3.2.3, а), отчетливо видна узкая светлая прослойка между металлом шва и ЗТВ, возможно, «несмешиваемая» зона (рисунок 3.2.3,б). Следует отметить, что размер зерна аустенита основного металла и ЗТВ одинаков, как в Cr-Mn-N, так и в Cr-Mn-Mo-N-стали (рисунки 3.2.2, б, в; 3.2.3, б, в).

Рис. 3.2.3 Микроструктура сварного соединения пластин Cr-Mn-N-стали в горизонтальной плоскости (сечение Б на рис. 3.2.1): а – зона сварного шва; б – линия сплавления и зона термического влияния; в – основной металл



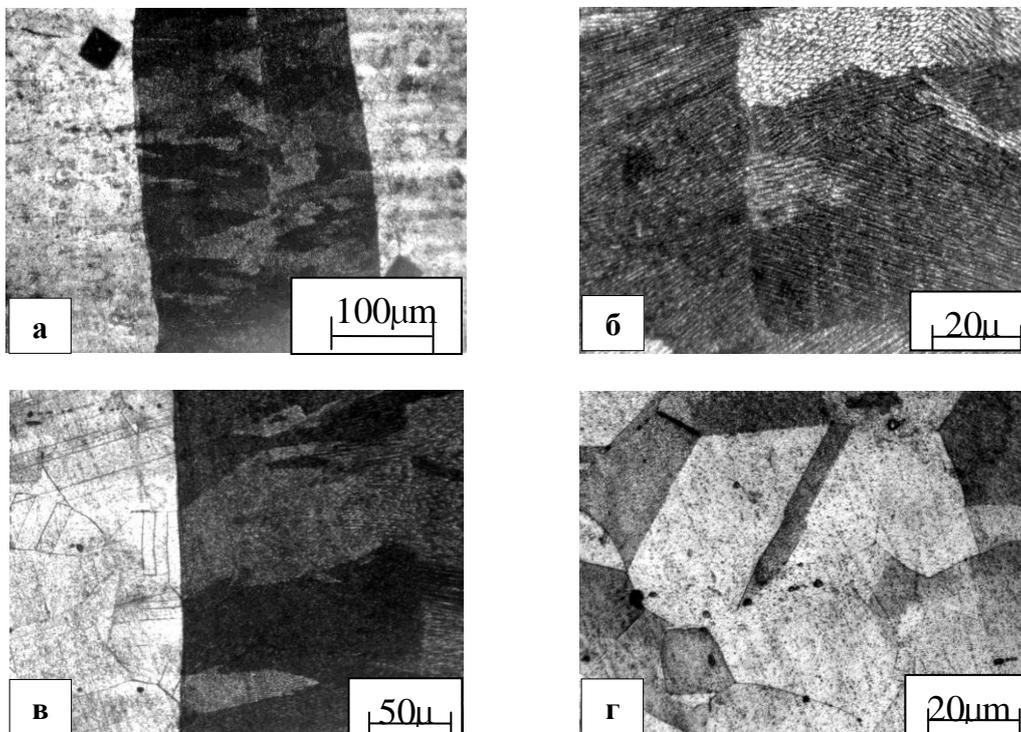
Микроструктура образца Cr-Mn-Mo-N-стали, вырезанного перпендикулярно оси шва по схеме на рисунке 3.2.1 (Б), показана на рисунке 3.2.4. Сварной шов имеет форму «замочной скважины» (рисунок 3.2.4, а), несмешиваемая зона также наблюдается в виде узкой светлой полоски не проплавленного металла (рисунок 3.2.4, в). Размер зерна аустенита ЗТВ и основного металла составляет ~ 30 мкм.

Рис. 3.2.4 Микроструктура сварного соединения пластин Cr-Mn-Mo-N-стали в плоскости, перпендикулярной оси шва (сечение А на рис. 3.2.1): а – зона сварного шва; б – основной металл; в – линия сплавления и зона термического влияния



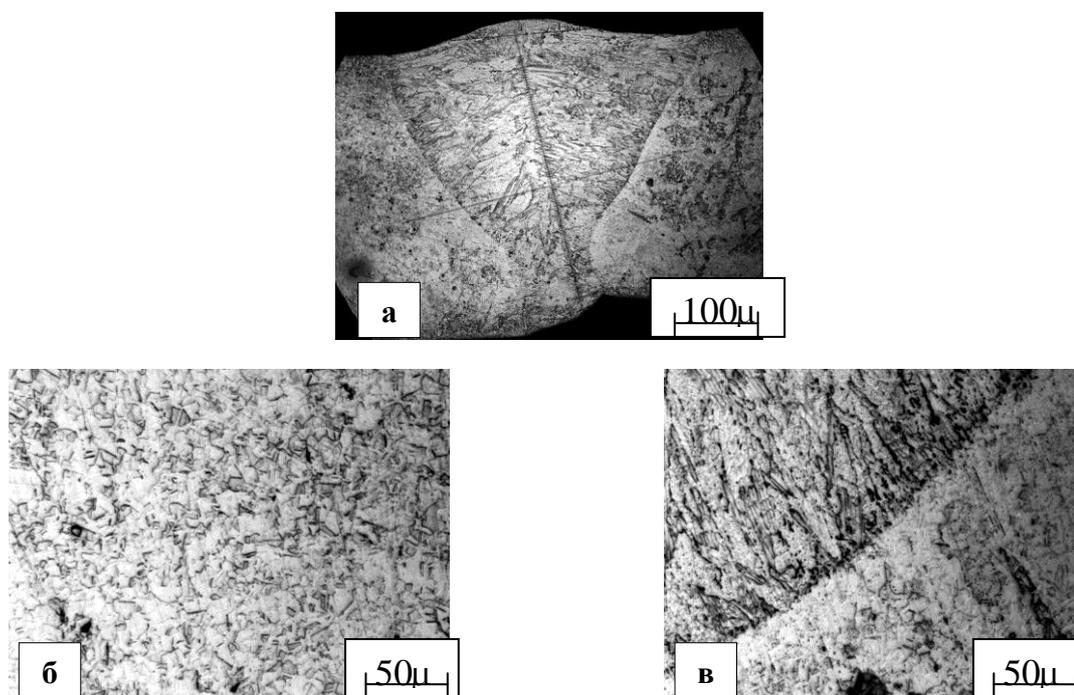
В выбранном горизонтальном сечении образца Cr-Mn-Mo-N-стали ширина сварного шва составила около 300 мкм (рисунок 3.2.5, а). Металл сварного шва, имеющий дендритную структуру, был плотным, без видимых пор (рисунок 3.2.5, б); на линии сплавления зона несмешиваемости не наблюдалась (рисунок 3.2.5, в), трещины также не выявлены. В той и другой стали хорошо видно сопряжение дендритов металла шва с определенными кристаллографическими плоскостями зерен исходного металла.

Рис. 3.2.5 Микроструктура сварного соединения пластин Cr-Mn-Mo-N-стали в горизонтальной плоскости (сечение Б на рис. 3.2.1): а – зона сварного шва; б – металл шва; в – линия сплавления; г – основной металл



Микроструктура сварного соединения пластин Cr-Ni-стали приведена на рисунке 3.2.6. Форма шва отличалась от наблюдавшихся у высокоазотистых сталей. Кроме того, не выявлена зона несмешиваемости вдоль линии сплавления, в металле шва не обнаружены поры (рисунок 3.2.6, а, б). Следует также отметить, что в ЗТВ основного металла не обнаружены трещины и другие дефекты (рисунок 3.2.6, в), зерно аустенита мелкое с размером не более 10 мкм (рисунок 3.2.6, б).

Рис. 3.2.6 Микроструктура сварного соединения пластин Cr-Ni-стали в плоскости, перпендикулярной оси шва (сечение А на рис. 3.2.1): а – зона сварного шва; б – основной металл; в – линия сплавления и зона термического влияния



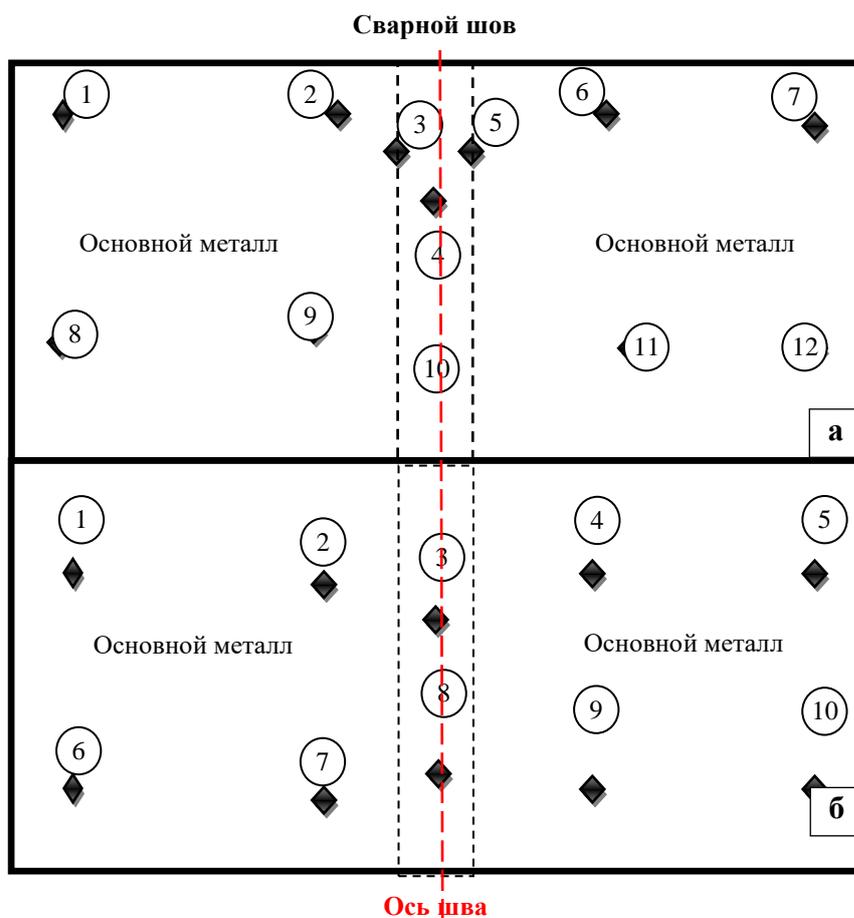
Таким образом, исследование стыковых соединений, полученных лазерной сваркой пластин из двух исследованных высокоазотистых коррозионностойких Cr-Mn-Ni Cr-Mn-Mo-N-сталей, в сравнении с Cr-Ni-сталью показало, что бездефектным оказалось соединение из Cr-Mn-Mo-N-стали.

Помимо микроструктуры, представляло интерес изучить распределение твердости в зоне сварного соединения исследованных высокоазотистых сталей, поскольку, согласно литературным данным [19], помимо пористости, при лазерной сварке подобных сталей следует избегать потери азота.

### 3.4 Микротвердость

Измерение твердости проводили в горизонтальной плоскости сварных соединений из Cr-Mn-N и Cr-Mn-Mo-N-сталей на образцах, вырезанных по схеме Б на рисунке 3.2.1. Твердость измеряли вдоль линии, перпендикулярной оси шва, как показано на рисунке 3.3.1. Результаты замеров приведены в таблице 3.3.1, зависимость «Микротвердость – расстояние от оси шва» – на рисунке 3.3.2.

Рис. 3.3.1 Схема измерения твердости на сварных образцах из Cr-Mn-N-стали (а) и Cr-Mn-Mo-N-стали (б)

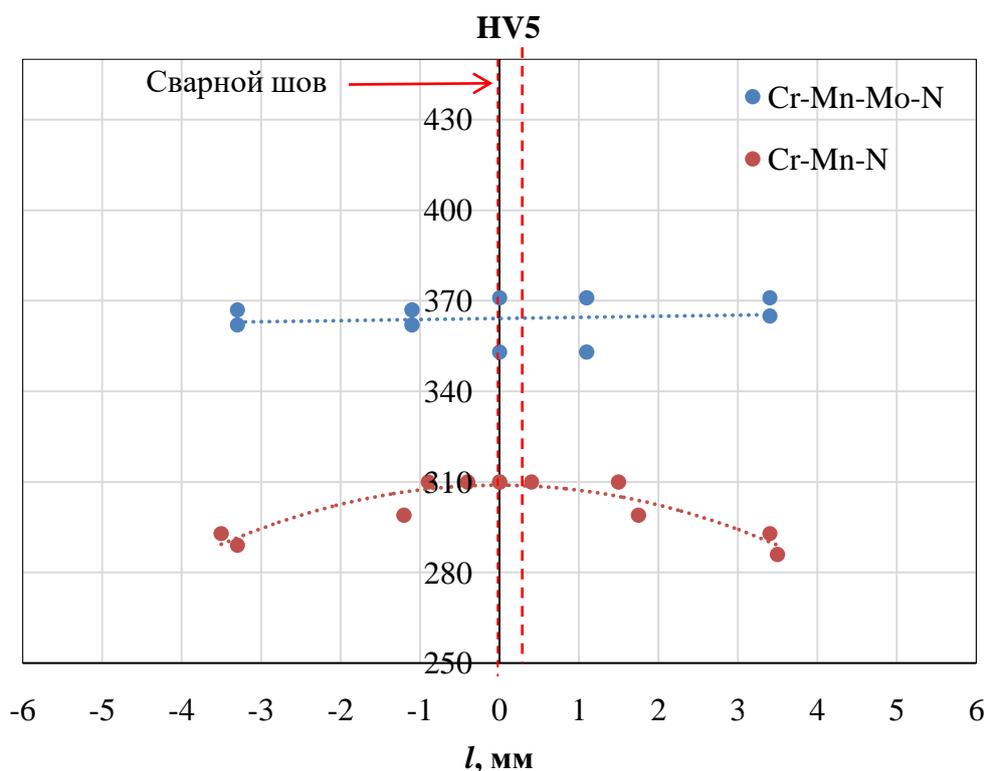


ДюрOMETрические исследования показали, что твердость основного металла стали с молибденом была выше на 70 единиц, что связано с твердорастворным упрочнением атомами молибдена. Металл шва этой стали был на 60 единиц по Виккерсу тверже, чем стали без молибдена. При этом в Cr-Mn-Mo-N-стали в результате лазерной сварки получено соединение, имеющее одинаковую с ЗТВ и основным металлом твердость, в то время как в Cr-Mn-N-стали металл сварного шва был на 20 единиц HV5 тверже основы.

Таблица 3.3.1 Результаты замеров твердости исследованных сталей в зоне сварного шва

<b>Cr-Mn-N</b>			<b>Cr-Mn-Mo-N</b>		
№ замера	Расстояние от оси шва, <i>l</i> , мм	HV5	№ замера	Расстояние от оси шва, <i>l</i> , мм	HV5
6	1,5	310	4	1,1	353
7	3,5	286	5	3,4	365
11	1,75	299	9	1,1	371
12	3,4	293	10	3,4	371
1	-3,3	289	1	-3,3	367
2	-0,9	310	2	-1,1	367
8	-3,5	293	6	-3,3	362
9	-1,2	299	7	-1,1	362
3	-0,4	310	3	0	353
4	0	310	8	0	371
5	0,4	310			
10	0	310			

Рис. 3.3.2 Микротвердость исследованных сталей в зоне сварки



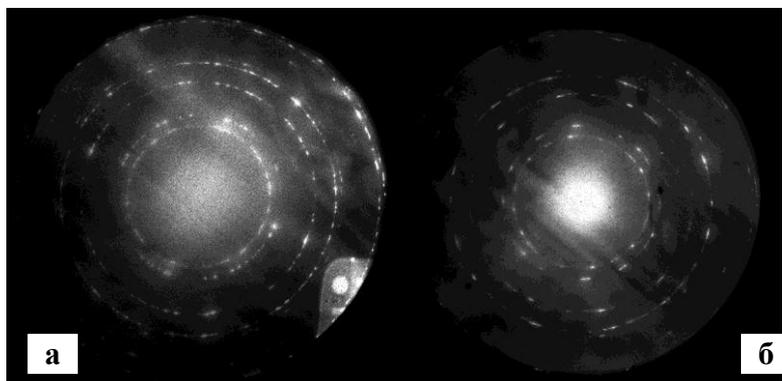
Учитывая, что в металле сварного шва Cr-Mn-Mo-N-стали не наблюдается значительного изменения твердости, можно предположить, что потеря азота не происходит, так как снижение содержания азота в стали должно приводить к разупрочнению аустенита. С другой стороны, возможно, существуют и другие механизмы, влияющие на твердость металла сварного шва. Особенности тонкой структуры аустенита при кристаллизации в условиях лазерной сварки могут способствовать упрочнению металла шва и компенсировать уменьшение прочности, ожидаемое при потере азота [32]. Кроме того, лазерная закалка может дестабилизировать аустенит и вызвать выделение нитридов или интерметаллидов, а также фазовые превращения, которые также могут повлиять на твердость металла шва.

С учетом вышесказанного, в работе были проведены электронно-микроскопические исследования фазового состава сталей и тонкой структуры аустенита в металле шва и ЗТВ.

### 3.5 ПЭМ-структура сталей после лазерной сварки

Электронно-микроскопические исследования проводили на Cr-Mn-N- и Cr-Mn-Mo-N-сталях. Использование электронографа позволило получить общую дифракцию электронов с фольги исследуемой стали, по которой можно судить о составе основных фаз. На рисунке 3.4.1, а, б приведены кольцевые электронограммы, состоящие только из линий ГЦК-фазы – аустенита.

Рис. 3.4.1 Общая дифракция электронов, полученная в режиме электронографа с фольги Cr-Mn-N и Cr-Mn-Mo-N-стали



Исследование структуры аустенита в основном металле выявило в обеих сталях высокую плотность дислокаций, наличие двойников отжига и отсутствие каких-либо выделений фаз по границам зерен и двойников (рисунки 3.4.2). В аустените Cr-Mn-Mo-N-стали, помимо высокой плотности дислокаций наблюдались также деформационные двойники.

В структуре металла шва также наблюдалась высокая плотность дислокаций в дендритах, приводящая в некоторых участках структуры Cr-Mn-N-сталик образованию микротрещин по границам ячеек дендритов (рисунок 3.4.3, а). В структуре металла шва Cr-Mn-Mo-N-стали растрескивание проявлялось в меньшей степени (рисунок 3.4.3, б).

Рис. 3.4.2 Структура основного металла Cr-Mn-N (а) и Cr-Mn-Mo-N-стали (б)

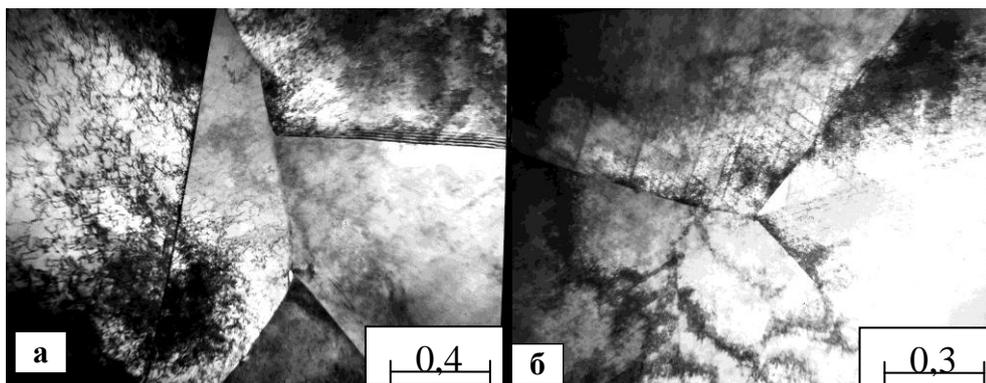
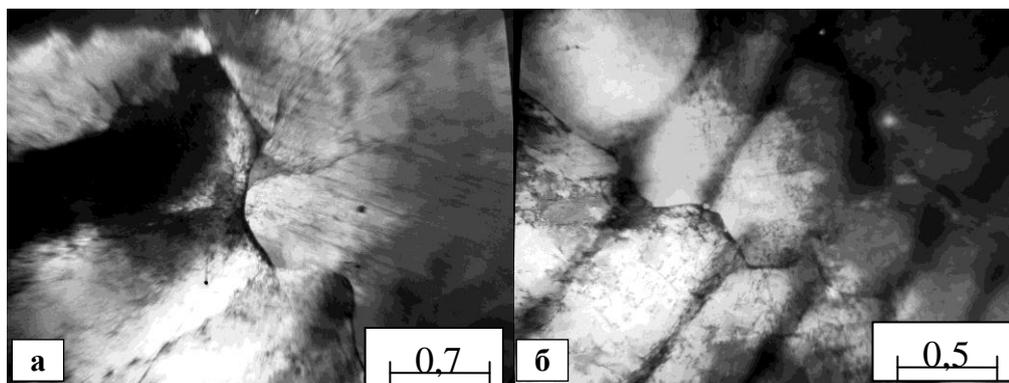
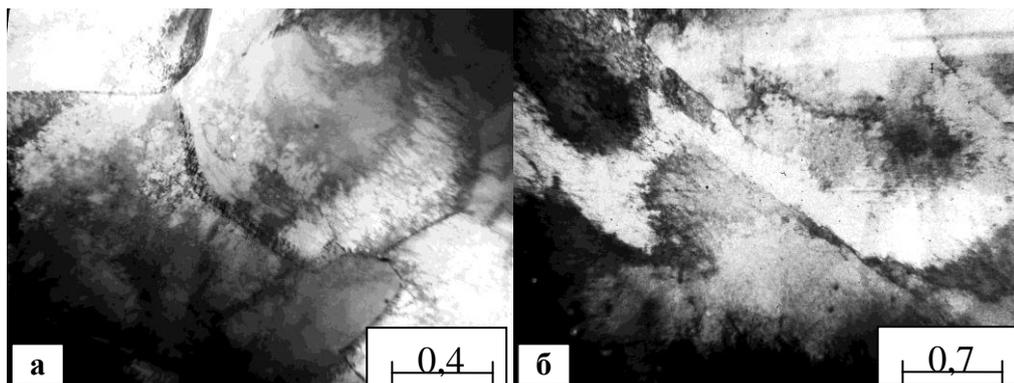


Рис. 3.4.3 Тонкая структура металла шва в Cr-Mn-N(а) и Cr-Mn-Mo-N-стали (б)



В зоне термического влияния обеих сталей проявилась тенденция к локализации дислокационной структуры, связанной с формированием ячеистой структуры (рисунок 3.4.4).

Рис. 3.4.4 Тонкая структура ЗТВ в Cr-Mn-N(а) и Cr-Mn-Mo-N-стали (б)



Таким образом, электронно-микроскопические исследования выявили высокую плотность дислокаций в структуре сварных соединений обеих сталей. Высокая скорость кристаллизации при лазерной сварке создает условия, при которых рекристаллизационные процессы не успевают пройти в полной мере, что провоцирует образование микротрещин в металле шва и зоне термического влияния. В большей степени это проявляется в Cr-Mn-N-стали.

## Выводы

1. Показано, что полученные лазерной сваркой стыковые соединения из листов высокоазотистых Cr-Mn- и Cr-Mn-Mo-сталей толщиной 1 мм имеют более высокую прочность по сравнению с аналогичным соединением из Cr-Ni-стали.

2. Подтверждена высокая стабильность аустенита исследованных ВАС, сохранившаяся во всех зонах сварного соединения на протяжении цикла сварки. На линии сплавления высокоазотистых сталей в основном металле наблюдалась узкая прослойка, вблизи которой в Cr-Mn-стали отмечались отдельные микротрещины.

3. Установлено, что твердость основного металла Cr-Mn-Mo-стали выше, чем у Cr-Mn-стали на 70 единиц HV5. В то же время установлено, что в сварном соединении стали с молибденом нет заметной разницы в твердости между основным металлом и металлом шва. В сварном же соединении Cr-Mn-стали перепад твердости между металлом шва и основным металлом составляет до 30 HV5.

4. Электронно-микроскопическими исследованиями выявлена высокая плотность дислокаций во всех зонах сварного соединения высокоазотистых сталей. Причем, для Cr-Mn-Mo-стали, помимо скольжения дислокаций, был характерен механизм двойникования аустенита. В зоне термического влияния вблизи линии сплавления в результате процессов возврата наблюдалось формирование ячеистой дислокационной структуры. Вероятно, высокий уровень остаточных напряжений провоцирует образование микротрещин в металле шва и зоны термического влияния.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Yang K, Ren YB, Wan P. High nitrogen nickel-free austenitic stainless steel: A promising coronary stent material. *Sci China Tech Sci*, 2012, 55: pp.329–340, doi: 10.1007/s11431-011-4679-3
2. Hunt B. (2010) *Nickel in perspective*. Wood Mackenzie.
3. Charles J. (2007) The new 200-series: An alternative answer to Ni surcharge? Risks and opportunities? *La Revue de Metallurgie*, June, pp. 308–317.
4. Singhal, L.K. (2006) Stainless steels recent developments and outlook: Demand, capacity and product development. In: *Joint India/OECD/ISI Workshop*, Vol. 15, 21.
5. Zuev, L.B., Dubovik, N.A., Pak, V.E. (1997) Nature of hardening of high-nitrogen steels based on iron-chromium manganese austenite. *Stal*, 27(10), pp. 71–75.
6. Myslowicki, S. (2007) *Das Ausscheidungs- und Korrosionsverhalten eines stickstofflegierten, austenitischen Chrom-Nickel-Stahls mit abgesetztem Nickelgehalt*. Aachen: Shaker.
7. Speidel M.O. “Properties and applications of high-nitrogen steels.” In: Foct J, Hendry A, editors. *Proc. Int. Conf. High-Nitrogen Steels, HNS 88*, held in Lille, France, May 1988, London, England: The Institute of Metals; 1989. p. 92.
8. Byrnes M.L., Grujicic M., Owen WS. Nitrogen strengthening of stable austenitic stainless steel. *Acta Metall* 1987;35(7):1853.
9. Honeycombe, J., Gooch, T.G. (1972) Effect of manganese on cracking and corrosion behavior of fully austenitic stainless steel weld metals. *Metal Construction and British Welding J.*, 4(12), 456–460.
10. Berezovskaya V.V., Savrai R.A., Merkushkin E.A., Makarov A.V. Structure and mechanical and corrosion properties of new high-nitrogen Cr-Mn-

steels containing molybdenum. *Russian Metallurgy (Metally)*, Vol. 2012, No. 5, pp. 380–388.

11. Katayama, S. (2009) Fundamentals of fiber laser welding. In: Proc. of Int. Colloquium on High Power Laser Welding (Berlin).

12. Espy, R. H. 1982. Weldability of nitrogen-strengthened stainless steels, *Welding Journal*, 61(5): pp. 149–156.

13. Kotecki, D. J. 2002. Stainless Q & A, *Welding Journal*, 81(11): pp. 86–87.

14. Robino, C. V., Michael, J. R., and Maguire, M. C. 1998. The solidification and weld metallurgy of galling resistant stainless steels, *Welding Journal*, 77(II): pp. 446–457.

15. Brooks, J. A. 1975. Weldability of high N, high Mn austenitic stainless steels, *Welding Journal*, 54(6): pp.189–195.

16. Sundman, B., Jansson, B., and Andersson, J.-O. 1985. *Calphad*, 6: pp. 153–190.

17. Perricone, M. J., and DuPont, J. N. 2003. Laser welding of superaustenitic stainless steel, in Proceedings of the 6th International Conference on Trends in Welding Research, ASM International, Materials Park, OH, pp. 64–69.

18. [https://www.jstage.jst.go.jp/article/isijinternational1989/42/12/42\\_12\\_13\\_34/](https://www.jstage.jst.go.jp/article/isijinternational1989/42/12/42_12_13_34/)  
article

19. Tate S., Liu S., Hochanadel P. Laser Weldability of High Nitrogen Austenitic Stainless Steel // <http://www.maneyonline.com/>

20. Arata, Y., Terai, K., and Matsuda, S., Study on characteristics of weld defects and their prevention in electron beam welding (Report I), *Trans Japan Weld Inst*, vol. 2, 1, 103–112, (1973).

21. Brooks, J. A., Weldability of High N, High Mn Austenitic Stainless Steel, *Weld. J.*, vol. 54, 6, 189s–195s, (1975).
22. Iamboliev, T., Zumbilev, A., Kalev, L., Christov, S., Ianev, V., and Stang, R. G., Laser Beam Welding of High-Nitrogen-Containing Austenitic Stainless Steel, *Weld. J.*, vol. 78, 7, 245s–252s, (1999).
23. Kamiya, O., Chen, Z., and Kikuchi, Y., Microporosity formation in partially melted zone during welding of high nitrogen austenitic stainless steels, *J. Mater. Sci.*, vol. 7, 2475–2481, (2002).
24. Schauer, D. and Geidt, W., Prediction of electron beam welding spiking tendency, *Weld. J.*, vol. 57, 7, 189s–195s, (1978).
25. Arata, Y., Terai, K., and Matsuda, S., Study on characteristics of weld defects and their prevention in electron beam welding (Report III), *Trans Japan Weld Inst*, vol. 3, 3, 81–88, (1974).
26. Arata, Y., Terai, K., and Matsuda, S., Study on characteristics of weld defects and their prevention in electron beam welding (Report II), *Trans Japan Weld Inst*, vol. 3, 1, 69–78, (1974).
27. Kautz, D., Olson, D., Burgardt, P., and Edwards, G., A Characterization of Pulsed Electron Beam Welding Parameters, *Weld. J.*, vol. 70, 4, 100s–105s, (1991).
28. Khan, P. A. A., DebRoy, T., and David, S. A., Laser Beam Welding of High-Manganese Stainless Steels – Examination of Alloying Element Loss and Microstructural Changes, *Weld. J.*, vol. 67, 1, 1s–7s, (1988).
29. Elmer, J. and Pong, R., Development of Fiber Laser Weld Parameters for Stainless Steel and Refractory Metals. Lawrence Livermore National Laboratory, (2009).
30. Elmer, J., Characterization of Defocused Electron Beams and Welds in Stainless Steel and Refractory Metals using the Enhanced Modified Faraday Cup Diagnostic. Lawrence Livermore National Laboratory, (2009).

31. Pfeif, E., Mataya, M., Olson, D., Cady, C., and Liu, S., Effect of Mn and N Vaporization during Laser Beam Welding of Alloy 21Cr 6Ni 9Mn Weldment Mechanical Properties, in AWS Professional Program, (2013).
32. Tate, S. B. and Liu, S., Solidification behaviour of laser welded type 21Cr–6Ni–9Mn stainless steel, *Sci. Technol. Weld. Join.*, vol. 19, 4, 310–317, (May 2014).
33. V.G. Gavriljuk and H Berns, *High nitrogen steels: structure, property, manufacture and applications*, Springer 1999.
34. Ren Y., Wan P., Liu F., Jhang B. and Yang K. In vitro study on a new high 7nitrogen Ni9 free austenitic stainless steels for coronary stents, *Journal Material science Technology* Vol 27 (4) 2011 pp. 325 – 331.
35. Ren Y., Yang K., Zhang B., Wang Y. and Liyang Y. Nickel free stainless steel for medical applications, *Journal of Mat. Sc. And Technology*, Vol 20, No. 5, 2004.
36. Speidel M.O. “Properties and applications of high-nitrogen steels.” In: Foct J, Hendry A, editors. *Proc. Int. Conf. High-Nitrogen Steels, HNS 88*, held in Lille, France, May 1988, London, England: The Institute of Metals; 1989. p. 92.
37. Yang K, Ren Y B, Wan P. High nitrogen nickel-free austenitic stainless steel: A promising coronary stent material. *Sci China Tech Sci*, 2012, 55: pp.329–340, doi: 10.1007/s11431-011-4679-3.
38. Reed RP. Nitrogen in austenitic stainless steels. *J Met* 1989;41(3): p.16.
39. Gavriljuk V.G. and Berns H. *High nitrogen steels: structure, property, manufacture and applications*, Springer 1999.
40. Walter M. Stainless steel for medical. *Adv Mater Process*, 2006, 4: 84–86.
41. Raposo H. Stainless steels for small-diameter applications. *Adv Mater Process*, 2009, (9): pp. 23–24.

42. Uggowitzer P, Magdowski R, Speidel M. Nickel free high nitrogen austenitic steels. ISIJ Int, 1996, 36: pp. 901–908.

43. Menzel J, Kirschner W, Stein G. High nitrogen containing ni-free austenitic steel for medical applications. ISIJ Int, 1996, 36: pp. 893–900.