

РОССИЙСКАЯ АКАДЕМИЯ НАУК

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ НАУКИ  
ИНСТИТУТ МЕТАЛЛУРГИИ И МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ  
им. А.А.БАЙКОВА РОССИЙСКОЙ АКАДЕМИИ НАУК

На правах рукописи

**Слизов Александр Кузьмич**

**ОСОБЕННОСТИ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ ЛИСТОВОЙ  
МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНО - МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ  
С УЧЕТОМ ПРОЯВЛЕНИЯ ТРИП - ЭФФЕКТА**

Специальность 05.16.01

«Металловедение и термическая обработка металлов»

Диссертация на соискание ученой степени

кандидата технических наук

Москва - 2018 г.

## СОДЕРЖАНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	4
ГЛАВА 1 ОБЗОР ЛИТЕРАТУРЫ: СТАТИЧЕСКИЕ И ЦИКЛИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЫСОКОПРОЧНЫХ АУСТЕНИТНО – МАРТЕНСИТНЫХ ТРИП - СТАЛЕЙ.....	8
1.1. Трип – стали .....	8
1.2. Особенности поведения при усталости высокопрочных сталей и связь между статическими механическими свойствами и характеристиками усталости.....	10
1.3. Характеристики статических и циклических механических свойств аустенитно-мартенситных трип – сталей.....	14
1.4. Выводы по 1 главе и постановка задач исследования .....	22
ГЛАВА 2 МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ.....	24
2.1. Материалы исследования.....	24
2.2. Механические испытания .....	25
2.3. Методы металлографических исследований, изучения поверхности разрушения и анализа фазового состава.....	26
2.4. Метод акустической эмиссии (АЭ).....	27
ГЛАВА 3. ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ И МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ РАСТЯЖЕНИИ ТОНКОЛИСТВОЙ СТАЛИ ВНС9-Ш.....	28
3.1. Структурное состояние тонколистовой стали ВНС9-Ш (23Х15Н5АМ3-Ш).....	28
3.2. Распределение фазового состава по сечению листа из стали ВНС9-Ш.....	32
3.3. Особенности механического поведения стали ВНС9-Ш в условиях статического растяжения.....	39
3.4. Особенности прохождения фронта Людерса – Чернова на кривых растяжения стали ВНС9-Ш.....	42
3.5. Исследование изменения фазового состава и кинетики зубчатого пластического течения стали ВНС9-Ш в процессе статического растяжения с использованием метода АЭ .....	43
3.6. Выводы по главе .....	49

ГЛАВА 4 ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ ФАКТОРОВ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПРИ СТАТИЧЕСКОМ РАСТЯЖЕНИИ СТАЛИ ВНС9-Ш.....	50
4.1. Механические свойства и проявление трип – эффекта в аустенитно – мартенситной стали ВНС9-Ш при разных скоростях деформации .....	50
4.2. Влияние температуры отпуска на механические свойства тонколистовой аустенитно – мартенситной стали ВНС9-Ш .....	58
4.3. Выводы по главе .....	64
ГЛАВА 5. УСТАЛОСТНАЯ ПРОЧНОСТЬ ТОНКОЛИСТОВОЙ СТАЛИ ВНС9-Ш В ЗАВИСИМОСТИ ОТ РАЗЛИЧНЫХ ФАКТОРОВ .....	66
5.1. Особенности поведения ВНС9-Ш в условиях циклического деформирования .....	66
5.2. Влияние фазового состава поверхности образцов на механические свойства тонколистовой трип – стали .....	74
5.3. Влияние асимметрии цикла нагружения на характеристики усталости образцов из тонколистовой трип – стали ВНС9-Ш.....	76
5.4. Влияние концентрации напряжений на усталостную прочность листовой стали ВНС9-Ш.....	79
5.5. Влияние технологии вырезки на механические свойства образцов из тонколистовой стали ВНС9-Ш .....	81
5.7. Периодичность усталостного разрушения тонколистовой трип–стали ВНС9-Ш .....	91
5.8. Основные выводы по главе.....	92
ГЛАВА 6. ОЦЕНКА ОПТИМАЛЬНОГО СОДЕРЖАНИЯ МАРТЕНСИТА В СТАЛИ ВНС9-Ш И РЕКОМЕНДАЦИИ ДЛЯ УТОЧНЕНИЯ ТЕХНИЧЕСКИХ УСЛОВИЙ ЗАВОДСКОЙ ПРИЕМКИ ГОТОВОГО ЛИСТА.....	94
6.1. Фазовый состав стали ВНС9-Ш для получения материала с оптимальным сочетанием высоких прочностных характеристик и необходимой пластичностью .....	94
6.2. Рекомендации для повышения надежности и долговечности ответственных деталей авиационной техники, изготавливаемой из трип-стали ВНС9-Ш.....	99
6.3. Основные выводы по главе.....	101
ОБЩИЕ ВЫВОДЫ .....	102
ПУБЛИКАЦИИ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ .....	103
СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ .....	105

## ВВЕДЕНИЕ

Аустенитно-мартенситная сталь ВНС9-Ш (23Х15Н5АМ3-Ш), разработанная в ФГУП «ВИАМ» с пределом прочности до 2000 МПа и пластичностью до 35%, используется для производства высокопрочных крепежных изделий, коррозионно-стойкой высокопрочной проволоки и тросов, ответственных деталей авиационной техники (в частности, торсионов несущих винтов вертолетов). Свои лучшие характеристики механических свойств материал из этой стали показывает после холодной пластической деформации, когда фазовый состав стали состоит из примерно равного количества наклепанного аустенита и мартенсита деформации. Поэтому сталь ВНС9-Ш, в основном, используется в виде тонкого проката или проволоки.

Особенностью аустенитно-мартенситной стали ВНС9-Ш является то, что у нее при пластической деформации проявляется трип-эффект: наличие высокой пластичности, наведенной мартенситным превращением. Поэтому многие закономерности изменения механических свойств (например, зависимость механических свойств от скорости деформирования) у этой стали отличаются от поведения аустенитных и стабильных аустенитно-мартенситных сталей.

Более детальное исследование особенностей поведения стали ВНС9-Ш при механическом деформировании (при статических и циклических нагрузках) представляется актуальным, поскольку это позволит предложить конкретные рекомендации по повышению работоспособности ответственных деталей, изготавливаемых из этой стали.

**Цель работы** - изучить особенности структурного состояния тонколистовой аустенитно-мартенситной стали ВНС9-Ш (23Х15Н5АМ3-Ш) и ее связь с механическим поведением в условиях статического и циклического деформирования с учетом проявления трип-эффекта, для повышения ресурса эксплуатации ответственных изделий авиационной техники. Для достижения указанной цели необходимо было решить следующие задачи:

1. Изучить структуру и фазовый состав холоднокатаной тонколистовой ленты из стали ВНС9-Ш в поверхностном слое и в среднем по объему материала и его влияние на изменение уровня механических свойств.
2. Исследовать особенности стадийности деформации ленты из стали ВНС9-Ш и кинетику мартенситного превращения при статическом растяжении.
3. Исследовать скоростную зависимость механических свойств и влияние режимов отпуска на механические свойства ленты из стали ВНС9-Ш с учетом проявления трип-эффекта.
4. Исследовать особенности механизмов пластической деформации и разрушения, а также основные факторы, определяющие уровень усталостной прочности стали ВНС9-Ш.

5. Исследовать влияние эксплуатационной наработки материала торсионов вертолетов, изготовленных из ленты стали ВНС9-Ш, на изменение характеристик циклической прочности.

6. Определить оптимальный диапазон фазового состава стали ВНС9-Ш, который соответствует максимальному уровню комплекса механических свойств.

7. Предложить рекомендации по уточнению методики оценки фазового состава и механических свойств ленты из стали ВНС9-Ш.

### **Научная новизна.**

1. Показано, что листовая холоднокатаная трип-сталь ВНС9-Ш является естественным градиентным композитом с более прочным приповерхностным слоем, содержащим большее количество мартенсита деформации.

2. С использованием комплексных методов исследования (акустическая эмиссия, рентгеновского анализа и др.) изучены особенности пластического деформирования и кинетики изменения фазового состава на различных стадиях статического и циклического деформирования стали ВНС9-Ш.

3. Исследовано влияние скорости деформации в интервале от  $4,1 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$  до  $25 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  (от 0,05 мм/мин до 30 мм/мин) на механические свойства тонколистовой аустенитно-мартенситной трип-стали ВНС9-Ш в условиях статического растяжения с учетом проявления трип- эффекта.

4. Изучено влияния температуры отпуска в интервале температур от  $125^{\circ}\text{C}$  до  $700^{\circ}\text{C}$  на закономерности изменения механических свойств и фазовые превращения в стали ВНС9-Ш.

5. Исследованы особенности механизмов пластической деформации, разрушения, а также основные факторы, определяющие уровень усталостной прочности стали ВНС9-Ш.

6. Изучена взаимосвязь между фазовым составом стали ВНС9-Ш и комплексом механических свойств ( $\sigma_{\text{в}}$ ,  $\sigma_{0,2}$  или  $\sigma_{\text{т}}$ ,  $\delta$ ,  $\sigma_{\text{R}}$ ).

### **Практическая значимость.**

1. На основе изучения взаимосвязи между фазовым составом стали ВНС9-Ш и комплексом механических свойств даны рекомендации по диапазону содержания мартенсита деформации, который необходимо соблюдать при производстве листа этой стали, с целью обеспечения необходимого ресурса эксплуатации ответственных изделий авиационной техники.

2. Разработан ряд рекомендаций для уточнения ТУ14-14126-86 «Лента из коррозионностойкой стали марки 23X15H5AM3-Ш (ВНС9-Ш)», по которым производится оценка химического состава и уровня механических свойств стали ВНС9-Ш. В частности, предложено в обязательном порядке при производстве этой стали контролировать усталостные характеристики готового листа.

### **Основные положения, выносимые на защиту.**

1. Структурное состояние холоднокатаной ленты из трип-стали ВНС9-Ш и его связь с особенностью поведения этой стали в условиях статического деформирования, обусловленной проявлением трип-эффекта: стадийность деформации, образования мартенсита деформации, механизм пластической деформации.

2. Влияние скорости деформации и температур отпуска на изменение механических свойств стали ВНС9-Ш с учетом фазовых превращений и структуры материала.

3. Особенности поведения стали ВНС9-Ш в условиях циклического деформирования с учетом проявления трип-эффекта: структурные изменения, механизмы деформации и разрушения, влияние фазового состава, концентрации напряжений, влияние технологических процессов обработки кромки пластин.

4. Анализ взаимосвязи между фазовым составом стали ВНС9-Ш и комплексом механических свойств в условиях статического и циклического деформирования, разработка рекомендации по проведению ряда мер с целью повышения эксплуатационного ресурса ответственных деталей, изготавливаемых из этой стали.

### **Вклад автора.**

Личный вклад соискателя состоит в выполнении основного объема экспериментальных исследований, включая подготовку экспериментальных образцов, проведение экспериментов, обработку результатов исследований, обсуждения результатов исследований, подготовку научных статей и представление докладов на научных конференциях.

### **Апробация работы.**

Основные результаты работы были доложены и обсуждены на международных конференциях и семинарах.

1. Международной научно-технической конференции «Усталость и термоусталость материалов и элементов конструкций», 2013 г. Киев, Украина.

2. VII и VIII Евразийской научно – практической конференции «Прочность неоднородных структур» - ПРОСТ 2014, 2016 и 2018 гг., Москва, НИТУ «МИСиС».

3. Международных научных чтениях им. чл.-корр. РАН И.А. Одингга «Механические свойства современных конструкционных материалов». 2014, 2016 и 2018 гг., Москва. ИМЕТ РАН.

4. VI и VII Международной конференции «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов, Москва, 10 – 13 ноября 2015 г. и 6-9 ноября 2017 г., Москва, ИМЕТ РАН.

5. Международной конференции «Инновационные технологии в машиностроении», Беларусь, 28 - 29 октября 2015, Новополоцк.

6. VII Всероссийской конференции по испытаниям и исследованиям свойств материалов «Тест Мат», г. Москва 17 февраля 2016 г., ФГУП «ВИАМ».

**Публикации.** Основное содержание диссертационной работы представлено в 16 научных статьях, которые входят в перечень ВАК.

**Структура и объем работы.** Диссертация состоит из введения, шести глав, выводов и списка литературы из 96 наименования, изложена на 111 страницах и содержит 70 рисунков и 7 таблиц.

Основные исследования проводились на оборудовании Федерального государственного бюджетного учреждения науки Института металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук.

**Благодарность.**

Автор диссертации выражает глубокую благодарность главному научному сотруднику ИМЕТ РАН профессору, д. т. н. Терентьеву В.Ф. и старшему научному сотруднику ИМЕТ РАН к.т.н. Просвирнину Д.В. за практическое содействие в работе и помощь при написании диссертации.

# ГЛАВА 1 ОБЗОР ЛИТЕРАТУРЫ: СТАТИЧЕСКИЕ И ЦИКЛИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЫСОКОПРОЧНЫХ АУСТЕНИТНО – МАРТЕНСИТНЫХ ТРИП - СТАЛЕЙ

## 1.1. Трип – стали

В 1932 году Е. Шайль обнаружил [1], что в железоникелевых сплавах с пониженной температурой начала мартенситного превращения при охлаждении (точка  $M_n$ ) растяжение образцов при комнатной температуре приводит к образованию мартенсита деформации ( $\alpha'$  – фаза) в количестве тем больше, чем выше степень деформации. Еще ранее в 1925 г. идея использования мартенситного превращения, протекающего при деформации, была использована Р. Гадфильдом для разработки серии высокоуглеродистых и высокомарганцевых сталей [2].

В. Закей и И. Паркер в 1966 г. подали заявку на патент нового класса высокопрочных нержавеющей аустенитно - мартенситных сталей с повышенной пластичностью за счет образования мартенсита деформации, а первая публикация по свойствам этих сталей появилась в 1967 г. [2-4]. Основная идея этого нового типа сталей выражена в названии - TRIP-steels (TRIP- Transformation Induced Plasticity - пластичность вызванная превращением). В России встречается название этих сталей, как ПНП - стали (ПНП - пластичность, наведенная превращением). В работе [3, 4], в которой на ряде высокопрочных аустенитно - мартенситных трип - сталей (таблица 1.1) впервые изучались механические свойства, был достигнут высокий комплекс прочностных характеристик ( $\sigma_B$  до 2000 МПа) и пластичности ( $\delta \geq 25\%$ ) за счет тепловой прокатки при больших степенях обжатия (до 80%), охлаждения до  $-196^\circ\text{C}$ , деформации при комнатной температуре с последующим отпуском.

Таблица 1.1

Химический состав трип- сталей [3]

№ п/п	Содержание элементов, %					
	C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si
1	0,31	8,9	8,3	3,80	2,02	1,92
2	0,25	8,9	7,6	4,04	2,08	1,96
3	0,25	8,8	7,8	4,00	0,92	1,90
4	0,25	—	24,4	4,10	—	—
5	0,23	—	22,0	4,00	1,48	—
6	0,24	—	21,0	3,60	1,48	—

Принципы получения и способы упрочнения трип - сталей связаны с подбором определенного состава стали, режимов термической обработки и температурной деформации. Отличительной особенностью этих сталей является то, что после аустенитизации (заковки с температур 980 – 1200<sup>0</sup>С) температуры начала мартенситного превращения при охлаждении  $M_n$  и  $M_n$  (температуры начала образования мартенсита при деформации) находятся ниже комнатной температуры. Таким образом, после заковки такие стали имеют аустенитную структуру. Последующая пластическая деформация этих



сталей при комнатной температуре приводит к образованию мартенсита деформации и сталь становится аустенитно- мартенситной.

Таким образом можно получить аустенитно- мартенситную трип – сталь в виде тонкого листа (пример - изготовление трип – стали ВНС9-Ш толщиной 0,3 мм) с наилучшим сочетанием характеристик прочности и пластичности. Однако, для получения толстолистового проката требуется использование мощного оборудования для деформации при сравнительно низких температурах. Поэтому, в ряде случаев, для получения аустенитно – мартенситной структуры с трип – эффектом, используются технологии, в которых после аустенитизации материал подвергают тепловой деформации (ниже температуры рекристаллизации), обработке холодом, деформации при комнатной температуре и отпуску [4].

Аномально повышенная пластичность аустенитно – мартенситных трип - сталей, по сравнению с метастабильными аустенитными сталями, связана с тем, что в процессе статического растяжения при комнатной температуре в локальных объемах металла происходит дополнительное образование мартенсита деформации. На стадии деформационного упрочнения в месте зарождения шейки происходит релаксация внутренних напряжений в результате совместного действия механизма скольжения и мартенситного превращения (на кривой растяжения в этот момент напряжение несколько падает). Затем за счет добавочного образования мартенсита деформации в этом локальном месте наблюдается резкое повышения коэффициента деформационного упрочнения (на кривой растяжения в этот момент напряжение возрастает). Роль, вновь образовавшего мартенсита деформации, сводится, таким образом, к предотвращению локализованного течения в шейке и обеспечению повышенной равномерной деформации по всей длине образца, за счет процесса образования «бегущей шейки». При этом на кривой статического растяжения наблюдается зубчатый характер пластического течения [5].

Высокопрочные трип-стали применяются в изделиях, для которых важно уменьшение массы при сохранении высокой прочности. Это могут быть болты и крепежные изделия, некоторые виды тросов и прядей, высокоскоростные роторы, валы, торсионы вертолетов и многие другие детали машин и механизмов.

Исследуемая в диссертации, аустенитно-мартенситная трип-сталь ВНС9-Ш (23X15H5AM3-Ш) относится к классу высокопрочных металлических материалов с пределом прочности более 1500 МПа [6, 7] и используется в ответственных конструкциях авиационной техники, работающих в условиях циклического нагружения.

В монографиях, посвященных высокопрочным металлическим материалам, как правило, приводятся экспериментальные данные по связи структурного состояния этих материалов со статическими механическими свойствами и характеристиками трещиностойкости и очень мало имеется данных об усталостной прочности этих материалов [8]. Довольно мало также сведений имеется о циклической прочности аустенитно-мартенситных трип-сталей. Ряд особенностей усталостного разрушения этих сталей рассмотрены в [7, 9].

Но прежде, чем рассмотреть известные литературные данные по механическим свойствам аустенитно - мартенситных трип – сталей, кратко остановимся на особенностях взаимосвязи между статическими механическими свойствами и характеристиками усталости известных высокопрочных сталей.

## 1.2. Особенности поведения при усталости высокопрочных сталей и связь между статическими механическими свойствами и характеристиками усталости

В обзоре [10] рассматриваются различия между поведением при усталости высокопрочных сталей и сравнительно менее прочными материалами, и соответственно более пластичными. Эти различия сводятся к следующему:

1. Одной из особенностей высокопрочных металлических материалов является то, что их предел усталости  $\sigma_R$  в лучшем случае составляет  $\sim 50\%$  от их условного предела текучести, поэтому напряжения при уровнях долговечности, представляющих практический интерес, находятся еще в номинально упругой области. Поэтому для этих материалов нередко наблюдается соответствие между пределом усталости и пределом упругости.

2. Высокопрочные металлические материалы при циклическом нагружении разупрочняются (за счет того, что их структура уже предварительно искажена наклепом, например, в результате мартенситного превращения или выделениями). Их усталостное разрушение начинается от концентраторов напряжений, существующих в самом материале или конструкции, а не от концентраторов, обусловленных специфическим рельефом поверхности, возникшим в результате циклического нагружения (например, от возникших интрузий).

3. В высокопрочных металлических материалах степень локализации повреждаемости в процессе циклического деформирования значительно выше, чем у более пластичных материалов. При отсутствии механических надрезов усталостные трещины в высокопрочных сталях чаще всего возникают у неметаллических включений.

4. Высокопрочные металлические материалы имеют большую скорость распространения усталостной трещины. При упругих деформациях, которые для высокопрочных материалов представляют наибольший практический интерес, усталостные трещины обычно распространяются отрывом или квазиотрывом. В пластичных металлах усталостное разрушение связано с образованием вязких бороздок.

Лэйрд [11] предложил модель механизма распространения усталостных трещин посредством отрыва (рис. 1.1). При нулевом напряжении трещина имеет форму, представленную на рис. 1.1, а. Если предположить, что имело место разрушение отрывом (рис. 1.1, б) и что оно остановлено в результате пластического затупления, то по каждую сторону пунктирных линий будет происходить сдвиг, локализованный в узкие полосы (рис. 1.1, в). Так как материал прочный, его оставшаяся способность к деформационному упрочнению мала. Поэтому деформация сдвига локализуется в одной полосе и может привести к распространению трещины по типу, показанному на рис. 1.1, г. Последующее сжатие дает конфигурацию, показанную на рис. 1.1, д. Если разрушение отрывом не произойдет, то пойдет процесс квазиотрыва с пластическим затуплением у вершины трещины.

Для высокопрочных конструкционных сталей характерно то, что линейная зависимость между пределом выносливости  $\sigma_R$  и пределом прочности  $\sigma_B$  чаще всего наблюдается до значений предела прочности  $\sigma_B$  равных 1200 - 1300 МПа. При больших значениях  $\sigma_B$  уровень  $\sigma_R$  с ростом  $\sigma_B$  не возрастает, а в некоторых случаях даже снижается [8].

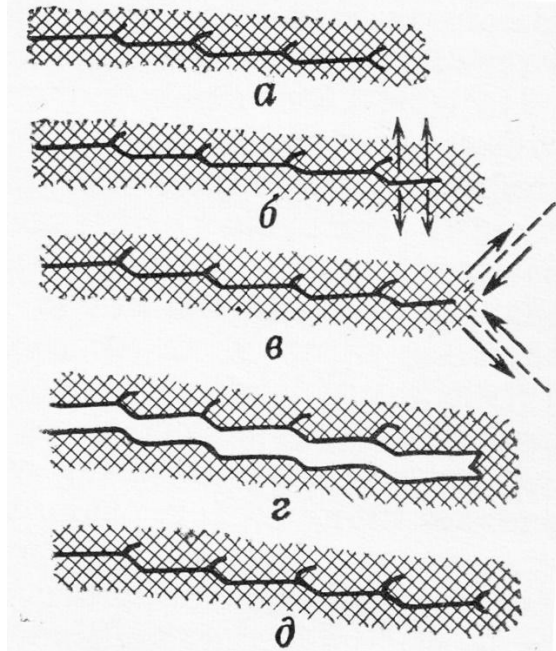


Рис. 1.1. Распространение усталостной трещины по механизму отрыва [11]  
*a* – нулевая нагрузка; *б, в* – растягивающая нагрузка; *г* – максимальная растягивающая нагрузка; *д* – максимальная сжимающая нагрузка.

Данные по корреляции между значениями  $\sigma_R$  и  $\sigma_B$  сталей, выплавленных по обычной технологии и в вакууме, показывают, что у сталей, выплавленных на воздухе, рост  $\sigma_B$  свыше 2000 МПа не приводит к соответствующему повышению  $\sigma_R$  (рис. 1.2, *a*) [12]. Из этого следует, что во многих случаях не целесообразно беспредельно повышать прочностные характеристики путем увеличения плотности дислокаций, степени легирования, дисперсионного упрочнения, получения ультрамелкого размера зерна, а также различными видами механико-термических и термо-механических обработок.

Дело в том, что при плотности дислокаций выше определенного порогового значения  $\sim 10^{13} \text{ см}^{-2}$  происходит фазовый переход, и в стенках дислокационных ячеек возникают микротрещины. Возможны и другие механизмы зарождения микротрещин у высокопрочных сталей, например, у неметаллических включений, пор, из-за декогезии по границам частиц упрочняющей фазы, чужеродных включений и по границам зерен матрицы [8]. Кроме того, в структуре закаленного мартенсита высокопрочных сталей существуют специфические дефекты – области объемного растяжения (ООР) кристаллической решетки и связанные с ними локальные микронапряжения, возникающими в результате мартенситного превращения. Особенно высокого уровня внутренние микронапряжения достигают в местах соприкосновения мартенситных кристаллов с границами исходных аустенитных зерен [13].

Более чистая вакуумная технология выплавки сталей позволяет существенно повысить циклическую прочность в основном за счет уменьшения размера и равномерности распределения неметаллических включений. Однако и в случае вакуумной

плавки видно, что некоторые значения предела выносливости при  $\sigma_B > 2300$  МПа выпадают из интервала линейной зависимости между  $\sigma_B$  и  $\sigma_R$  (рис. 1.2, б) [12].

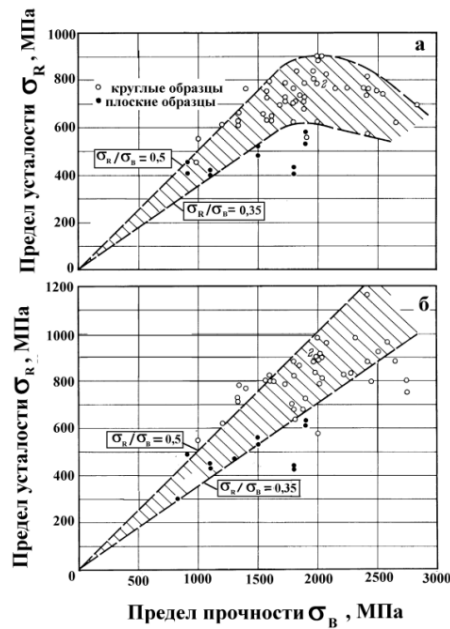


Рис. 1.2. Зависимость  $\sigma_R$  (знакопеременный изгиб) от уровня  $\sigma_B$  для ряда высокопрочных сталей, выплавленных на воздухе (а) и в вакууме (б) [12].

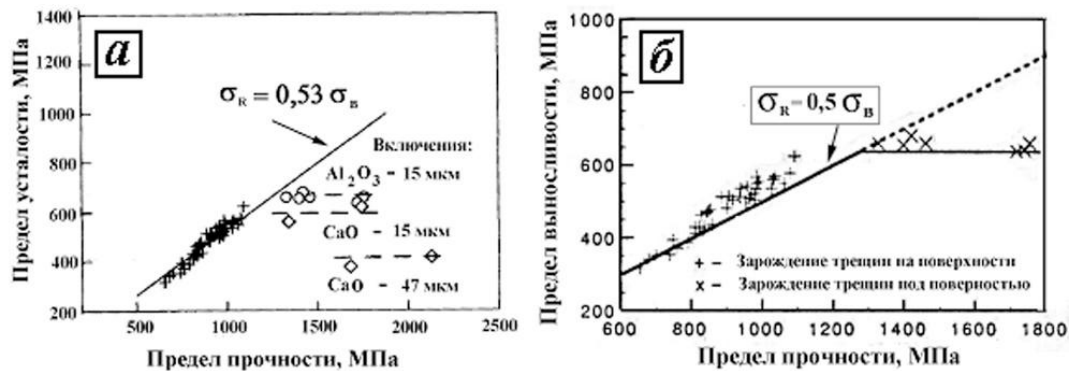


Рис. 1.3. Зависимость  $\sigma_R$  от  $\sigma_B$  для ряда высокопрочных сталей: а – сталей со структурой отпуска мартенсита, пунктирные линии – уровень  $\sigma_R$  при наличии включений для сталей JISSUP12 (о) и SKD61 (◇) [14]; б – углеродистых сталей S35C, S45C, S55C, низколегированных сталей SMn438, 443, SCM435, 440 и пружинных сталей SUP7, SUP9A, SUP12 [15].

Кроме того, большое значение имеет также размер и природа неметаллических включений [14]. Из данных, представленных на рисунке 1.3, а, хорошо видно, что наличие неметаллических включений CaO (размер максимального включения 47 мкм) в высокопрочных сталях со структурой отпуска мартенсита существенно снижает уровень  $\sigma_R$  после достижения определенного уровня предела прочности. Включения  $Al_2O_3$  и CaO с максимальным размером 15 мкм хотя и меньше снижают циклическую прочность, однако и в этом случае не наблюдается линейной зависимости между

пределом прочности и  $\sigma_R$  [14]. На рисунке 1.3, б приведена зависимость  $\sigma_R$  от уровня предела прочности ряда высокопрочных углеродистых сталей S35C, S45C, S55C, низколегированных сталей SMn438, 443, SCM435, 440 и пружинных сталей SUP7, SUP9A, SUP12 [15]. Видно, что линейная зависимость между этими характеристиками нарушается при уровне  $\sigma_B \sim 1300$  МПа. Линейная зависимость между  $\sigma_R$  и  $\sigma_B$  на образцах из легированной стали системы Mn – Cr – Ni – Mo с содержанием углерода от 0,21 до 0,41% после различных термомеханических обработок не соблюдалась после уровня  $\sigma_B$  2200 МПа [5].

На рисунке 1.4. представлены данные по зависимости между  $\sigma_R$  и твердостью ряда высокопрочных конструкционных сталей [16, 17]. Отсутствие линейной зависимости между этими характеристиками наблюдается в интервале значений твердости от  $\sim 400$  HV до 700 HV в зависимости от химического состава, термообработки и уровня предела прочности.

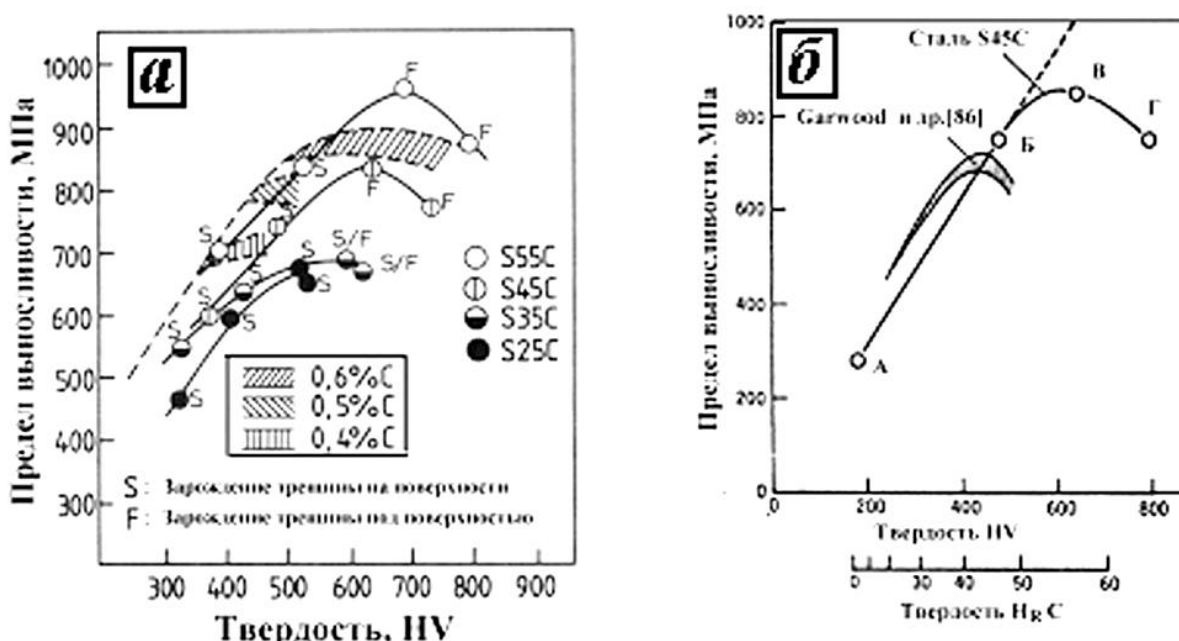


Рис. 1.4. Зависимость  $\sigma_R$  от твердости для ряда высокопрочных сталей: а – закаленных углеродистых высокопрочных сталей S55C (0,56%С, HV798, размер предшествующего аустенитного зерна  $d$  – 14 мкм); S45C (0,43%С, HV741,  $d$ – 13 мкм); S35C (0,33%С, HV625,  $d$ – 14 мкм); S25C (0,24%С, HV535,  $d$ – 17 мкм); [16]; б – углеродистой стали S45C с различным уровнем прочности (А –  $\sigma_B = 631$  МПа, HV = 180; Б –  $\sigma_B = 1510$  МПа, HV = 480); в –  $\sigma_B = 1962$  МПа, HV = 650; г –  $\sigma_B = 2360$  МПа, HV = 800) [17] и данных углеродистых сталей 0,4/0,45%С [18].

Следует, однако, отметить, что к корреляционным зависимостям между  $\sigma_R$  и другими механическими свойствами, определенными в условиях статического деформирования (предел прочности, твердость и др.) следует относиться с большой осторожностью. Принципиальным отличием разрушения при усталости от разрушения при статических нагрузках является *повторность нагружения*, а также влияние большого количества факторов на закономерности циклической прочности (например, частота нагружения, асимметрия цикла, состояние поверхностного слоя и др.). Следует

согласиться с тем, что использование корреляционных зависимостей между  $\sigma_R$  и другими механическими характеристиками целесообразно только для ориентировочной оценки  $\sigma_R$ , которое может указать зону напряжений, в которой следует вести дальнейший поиск точного значения  $\sigma_R$  [19].

### 1.3. Характеристики статических и циклических механических свойств аустенитно-мартенситных трип – сталей

В работе [20] исследовали статическую и усталостную прочность образцов из высоколегированной трип - стали воздушной и вакуумной плавки (Fe - 9Cr - 8Ni - 4Mo - 2Mn - 2Si-0,3C, вес. %). Обработанные на твердый раствор аустенитные заготовки были упрочнены горячей экструзией со степенью обжатия на 40, 60 и 80% в температурном интервале от 480 до 730К. Отпуск в течение 1 ч при 870К части образцов обеспечил заметное увеличение равномерного относительного удлинения и более высокий уровень  $\sigma_B$ . Прочностные и пластические свойства экструдированного и отпущенного материала были выше, чем у горячекатаного (таблица 1.2).

Испытания на усталость с контролируемой нагрузкой на базе  $10^7$  циклов нагружения проводились при комнатной температуре в условиях повторного растяжения с частотой 30 Гц и отношением  $\sigma_{\min}/\sigma_{\max} = 0.1$  на образцах с рабочим диаметром 5 мм.

Таблица 1.2.

Механические свойства трип - стали [20]

Степень обжатия	Состояние	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %
40 %	Экструзия (Э)	1000	1100	13
	Э+ Отпуск	938	1370	41
60 %	Экструзия	1450	1460	37
	Э+ Отпуск	1430	1570	40
80 %	Экструзия	1680	1800	12
	Э+ Отпуск	1780	1850	44

На рис. 1.5 представлены кривые усталости образцов после обжатия на 60% и 80%, а на рис. 1.6 - данные по  $\sigma_R$  исследованной отпущенной трип - стали в зависимости от уровня  $\sigma_B$  и для сравнения приведены литературные данные по  $\sigma_R$  ряда других высокопрочных сталей.

Для всех исследованных вариантов обработки  $\sigma_R$  был выше у образцов из трип – стали после обжатия на 60 и 80% и последующего отпуска ( $\sigma_R = 1240$  МПа). Однако у образцов, деформированных на 80%, наблюдается большой разброс долговечности до разрушения (рис. 1.5, б). В случае образцов, деформированных на 40%, предел выносливости составлял  $\sim 900$  МПа. Способ выплавки трип – стали не оказал заметного влияния на характеристики циклической прочности  $\sigma_R$ [20].

Из рис. 1.6 видно, что трип - сталь обладает более высокой циклической прочностью, чем ряд других высокопрочных сталей. Повышенная циклическая прочность трип - стали связана с наличием мартенситного превращения при экструзии, а последующий отпуск приводит к повышению стабильности аустенитной составляющей за счет выпадения карбидов.

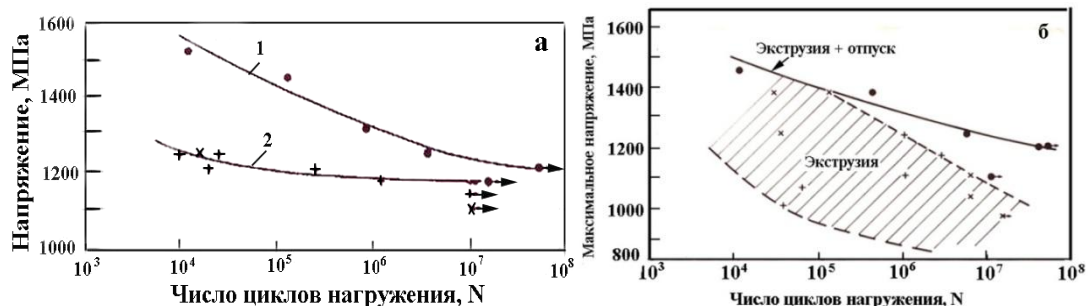


Рис. 1.5. Кривые усталости трип - стали [20]: а - после экструзии на 60% (1 – экструзия + отжиг; 2 – экструзия); б - после экструзии на 80% [20].

Кроме того, отпуск снимает неблагоприятные остаточные напряжения, связанные с экструзией. Также показано, что механизм усталостного разрушения связан с зарождением усталостных трещин у включений окиси алюминия и межзерненным распространением трещины [20].



Рис. 1.6. Зависимость  $\sigma_R$  высокопрочных сталей от уровня предела прочности [20].

В работе [21] исследовали механизм усталостного разрушения коррозионно – стойкой высокопрочной трип - стали 23X15H5CM3Г (0,12 – 0,25С; 14 – 15Cr; 5Ni; 3Mo; 1Mn; 0,6Si, вес. %). Лента толщиной 0,3 мм была получена в результате холодной прокатки на последнем этапе обработки со степенью обжатия 40%. Плоские образцы с рабочим сечением 10 x 0,3 мм<sup>2</sup> испытывались на многоцикловую усталость в условиях повторного растяжения с частотой 26 Гц на базе 10<sup>7</sup> циклов при максимальных напряжениях в цикле 900 и 1000 МПа. В исходном состоянии (после холодной прокатки) структура стали являлась двухфазной – аустенит + мартенсит деформации (50 - 65%  $\alpha'$  фазы). По специальной методике определяли степень неоднородности распределения микронапряжений (в объемах структуры ~ 0,1 мкм).

Было показано [21], что циклическое деформирование при 900 МПа приводит к повышению плотности дислокаций в аустените (рис. 1.7, а), а при повышении

циклического напряжения до 1000 МПа происходит дополнительное превращение исходного аустенита в мартенсит деформации  $\alpha'$  с одновременной релаксацией микронапряжений. Относительный прирост  $\alpha'$  – фазы по сравнению с исходным состоянием составлял от 10 до 100 % (рис. 1.7, б).

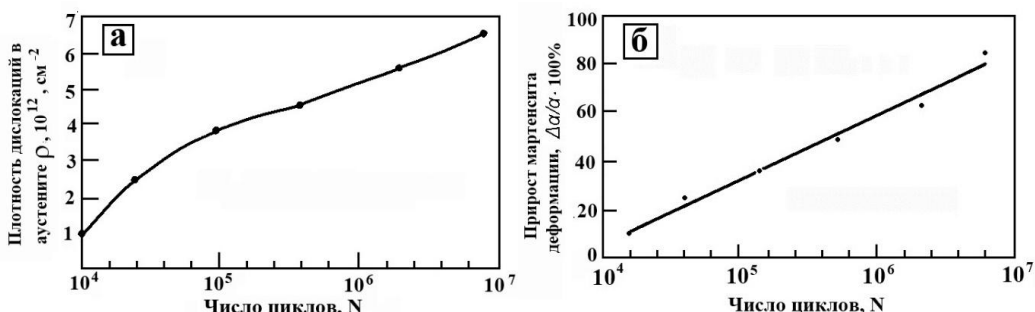


Рис. 1.7. Зависимость плотности дислокаций в аустените (а) и относительного прироста количества мартенсита деформации (б) в стали 23Х15Н5СМ3Г от числа циклов при усталостных испытаниях [21].

При этом происходит снижение среднего уровня микронапряжений (на 18 %) и локальной концентрации микронапряжений (на 30%). Начало зарождение усталостных микротрещин связано с исчерпанием возможностей развития фазового превращения аустенита в мартенсит деформации и релаксации микронапряжений в локальных объемах металла [21].

В работе [22] в качестве материала исследований использовалась тонколистовая трип - сталь из холоднокатаной ленты толщиной 0,3 мм (серии 1 и 2) и толщиной 0,8 мм (серия 3). Химический и фазовый состав (с разбросом данных  $\pm 5\%$ ) исследованных серий трип - сталей представлен в таблице 1.3 (в составе стали серии 2 также имелось  $< 0,07\%$  церия), а в таблице 1.4 - механические свойства исследованных материалов.

Таблица 1.3

Химический состав исследованных серий трип – сталей [22]

Серия	Фазовый состав, % $\gamma$ -Fe/ $\alpha$ -Fe	Содержание элементов, вес. %								
		C	Si	Mn	Ni	S	Cr	Mo	Ti	Al
1	39/61	0,214	0,572	0,493	5,590	0,004	14,80	2,08	0,015	0,007
2	33/67	0,25	0,519	0,397	5,520	0,005	14,00	1,82	0,020	0,010
3	91,1/9,9	0,20	0,425	0,398	5,770	0,001	14,30	2,60	0,012	0,004



Механические свойства образцов из трип – стали 23Х15Н5СМ3Г [21]

Серия	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2} (\sigma_T)$ , МПа	$\delta$ , %	HV50
1	1750	894	21,6	484
2	1710	1400 (1600)	29,1	468
3	1298	332	75,5	190

Испытания на усталость проводились в условиях повторного растяжения с минимальным напряжением цикла  $\sigma_{\min} = 100$  МПа и частотой нагружения 30 Гц. Часть образцов серии 2 испытывали на усталость также при  $\sigma_{\min} = 500$  МПа. Для проведения как статических, так и усталостных испытаний использовались одни и те же плоские образцы с размерами рабочей части 0,3x4x20 мм.

На рис. 1.8 представлены кривые усталости исследованных серий образцов. Характеристики циклической прочности (предел усталости и ограниченная долговечность) выше у образцов серий 1 и 2, чем у образцов серии 3, за счет более высоких статических прочностных характеристик (предела прочности и предела текучести).

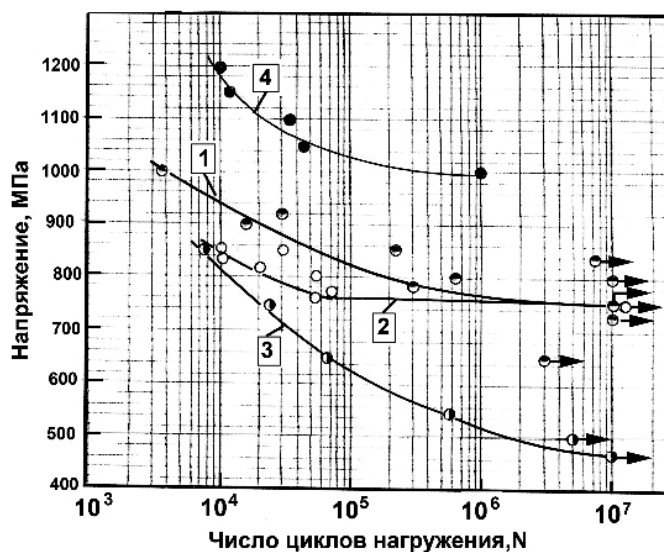


Рис. 1.8. Кривые усталости образцов из трип – стали при повторном растяжении [22]: первые 3 номера на рисунке соответствуют номерам серий; кривая 4 – образцы серии 2, испытанные при  $\sigma_{\min} = 500$  МПа; стрелки указывают, что образец не разрушился.

У образцов серий 1 и 2 ограниченная долговечность больше у образцов 1 – ой серии, а  $\sigma_R$  практически одинаков и находится в интервале напряжений 750 – 800 МПа. У образцов серии 3  $\sigma_R$  составляет 470 МПа (кривая 3 на рис. 1.8).

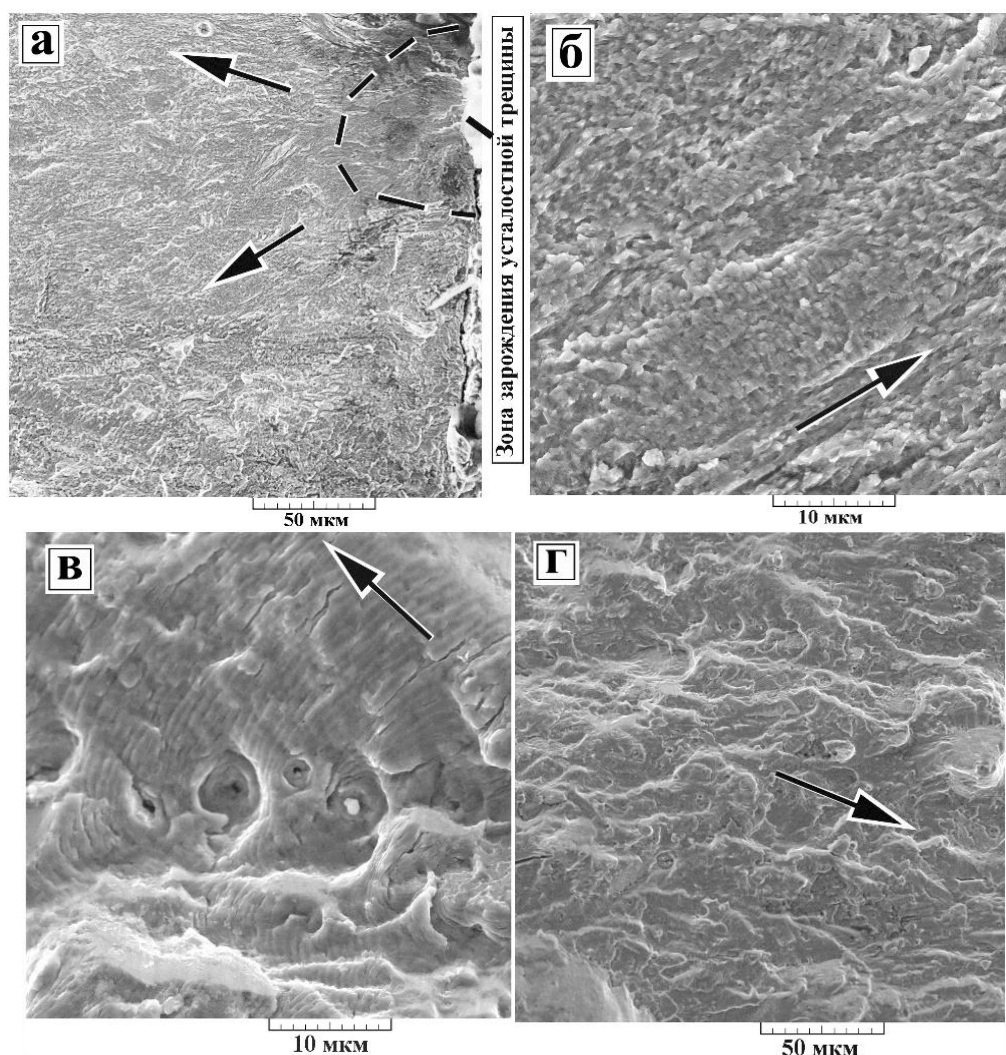


Рис. 1.9. Фрактография поверхности усталостного разрушения в образцах трип стали толщиной 0,3 мм серии 2 [22]:  $\sigma_{\max} = 850$  МПа,  $N = 2,2 \cdot 10^5$  циклов до разрушения; стрелками указано направление распространения трещины.

Несколько образцов из серии 2 были испытаны на усталость при большем значении минимального напряжения цикла  $\sigma_{\min} = 500$  МПа (рис. 1.8, кривая 4). Видно, что повышение минимального напряжения цикла приводит к резкому повышению долговечности.

На рис. 1.9 представлена фрактография усталостного разрушения образцов серии 2. На начальной стадии зарождения и распространения усталостной трещины (рис 1.9, а, б) наблюдается довольно плоская поверхность разрушения, на которой слегка проявляется упорядоченный рельеф с едва заметными короткими усталостными бороздками. На стадии стабильного роста трещины уже наблюдаются типичные вязкие усталостные бороздки (рис. 1.9, в). Перед статическим доломом образца вязкий рельеф поверхности разрушения становится более грубым (рис. 1.9, г). Механизм статического долома характеризуется вязким ямочным разрушением.

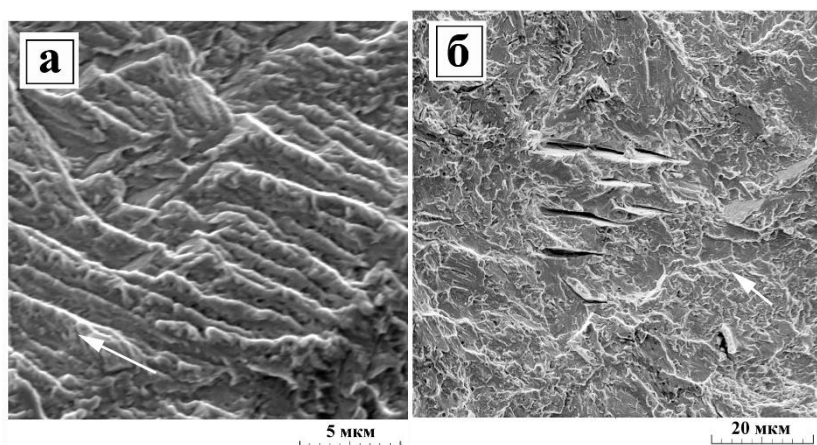


Рис. 1.10. Фрактография усталостного разрушения образца из трип – стали серии 3 ( $\sigma_{\max} = 650$  МПа,  $N = 6,5 \cdot 10^4$  циклов); стрелками указано направление распространения трещины [22].

На рис. 1.10 представлены фрактографические картины поверхности усталостного разрушения образца серии 3. Зона стабильного усталостного разрушения связана с вязким бороздчатым рельефом, который расположен между гребенчатыми образованиями (рис. 1.10, а). На стадии ускоренного развития трещины ближе к зоне статического долома наблюдается квазихрупкая поверхность разрушения и вторичное растрескивание (рис. 1.10, б). Статический долом образцов серии 3 также связан с типичным вязким ямочным рельефом. Таким образом, в высокопластичной аустенито-мартенситной стали, в отличие от углеродистых высокопрочных сталей, распространение усталостной трещины происходит по механизму образования вязких усталостных бороздок, а не в результате отрыва или квазиотрыва.

В работе [23] исследовали малоцикловую усталость образцов их трип – стали 36Х9НМ4ГС2 (0,36С; 9,01Cr; 6,95Ni; 3,80Mo; 1,21Mn; 1,92Si; вес. %) в условиях ударного изгиба с частотой 626 ударов в минуту и коэффициентом асимметрии цикла  $R = 0$ . Использовались плоские образцы размером 10x10x55 мм с надрезом глубиной 2 мм и радиусом 1 мм. Схема вырезки образцов представлена на рис. 1.11, а.

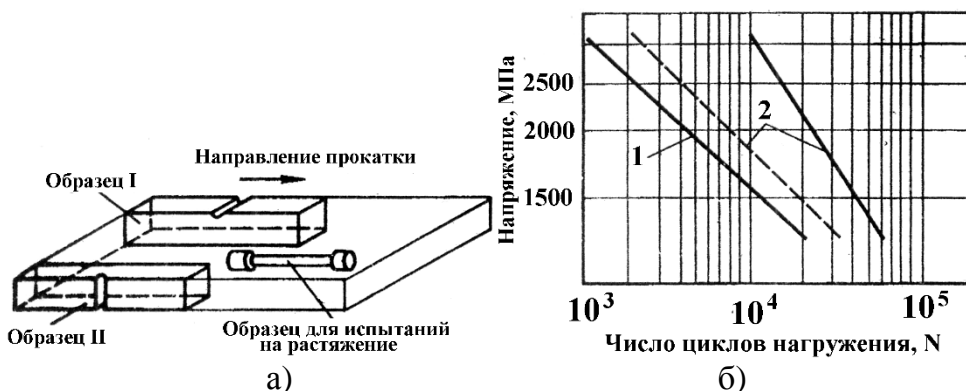


Рис. 1.11. Схема вырезки образцов (а) и кривые малоциклового усталости сталей 30ХН2МФА (1) и 36Х9НМ4ГС2 (2); сплошные линии образцы типа I; штриховая линия – типа II (б) [23].

После теплой прокатки (при 550<sup>0</sup>С за 5 проходов с суммарной деформацией 60%) и отпуска при 200<sup>0</sup>С (2 ч.) сталь имела следующие механические свойства:  $\sigma_{0,2} = 1600$  МПа;  $\sigma_B = 2100$  МПа;  $\delta = 19\%$ . Кривые малоцикловые усталости при ударно – циклическом нагружении образцов стали 36Х9НМ4ГС2 представлены на рис. 1.11,б, где также для сравнения приведены данные для конструкционной стали 30ХН2МФА ( $\sigma_{0,2} = 1560$  МПа;  $\sigma_B = 1760$  МПа;  $\delta = 12,9\%$ ), обладающей высоким сопротивлением ударно – циклическому нагружению.

Из рис. 1.11 видно, что сталь 36Х9НМ4ГС2, упрочненная теплой деформацией, обладает более высоким сопротивлением малоциклового усталости, чем сталь 30ХН2МФА. Авторы [23] такую закономерность связывают с наличием текстуры аустенита, возникшей в результате теплой деформации, и образованием мартенсита деформации при циклическом нагружении.

В работах [24, 25] исследовали малоцикловую усталость литых трип – сталей системы Cr – Mn – Ni, у которых в зависимости от химического состава и температуры деформирования проявляется трип – эффект и твип – эффект, связанный с пластичностью, вызванной двойникованием. Химический анализ исследованных сталей и их механические свойства представлены в таблице 1.5.

Таблица 1.5

Химический состав и механические свойства трип – сталей [24]

Трип - сплавы	Химический состав (вес. %)							Механические свойства		
	C	Cr	Mn	Ni	Si	Al	N	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %
16 – 7 – 8	0,07	15,91	6,58	7,65	0,85	0,07	0,07	263	594	63
16 – 6 – 6	0,06	15,20	5,46	5,70	0,96	0,06	0,06	186	792	43,8

Термообработка сталей заключалась в закалке в воду с температуры 1050<sup>0</sup>С. Была получена дендритная аустенитная структура с размером зерна 160 – 740 мкм в обеих сталях, но в стали 16 – 7 - 8 также наблюдалось небольшое количество  $\delta$  – феррита, двойников отжига и частиц MnS. Кроме того аустенит в этой стали был более стабилен из – за большего количества никеля.

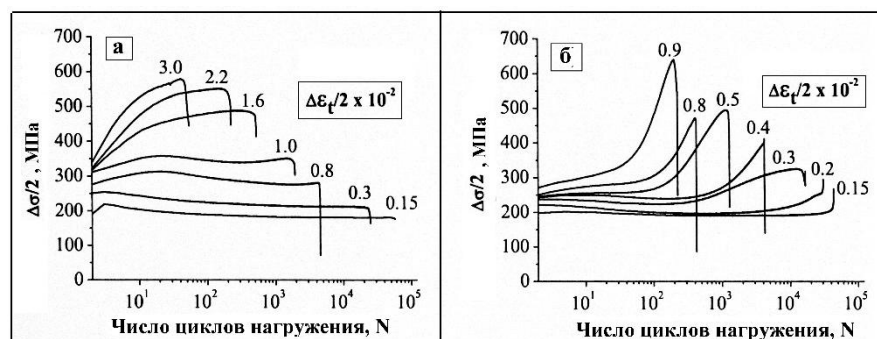


Рис. 1.12. Кривые циклического упрочнения/разупрочнения исследованных сталей: а – сталь 16 – 7 – 8; б – сталь 16 – 6 – 6 [24].

На рис. 1.12 представлены кривые циклического упрочнения / разупрочнения исследованных сталей, полученных в условиях испытания с постоянной общей амплитудой деформации  $\Delta\varepsilon_t/2$ . У образцов стали 16 – 7 – 8 (рис. 1.12, а) в зависимости от амплитуды деформации наблюдается следующее поведение: 1 – при  $\Delta\varepsilon_t/2 < 0,8 \cdot 10^{-2}$  после начального упрочнения происходит небольшое разупрочнение и затем положение кривой стабилизируется; 2 – в интервале  $0,8 \cdot 10^{-2} < \Delta\varepsilon_t/2 < 1,4 \cdot 10^{-2}$  поведение сравнимо с предыдущим поведением, но присутствует вторичное упрочнение; 3 – при больших амплитудах деформации  $\Delta\varepsilon_t/2 \geq 1,4 \cdot 10^{-2}$  наблюдается интенсивное деформационное упрочнение. Циклическое упрочнение в стали 16 - 7 – 8 при  $\Delta\varepsilon_t/2 > 0,8 \cdot 10^{-2}$  связано с проявлением твип – эффекта (двойникования, вызванного деформацией) и / или образованием дефектов упаковки и небольшого количества  $\alpha'$  - мартенсита [24]. В образцах стали 16 – 6 – 6 на кривых циклического упрочнения (рис. 1.12, б) не наблюдается первичного упрочнения, а начало «вторичного» упрочнения с увеличением амплитуды деформации сдвигается к меньшему числу циклов нагружения. На рис. 1. 13, а представлены данные по увеличению количества  $\alpha'$  - мартенсита в процессе циклического деформирования в зависимости от амплитуды деформации. С увеличением амплитуды деформации количество образовавшегося  $\alpha'$  - мартенсита возрастает, достигая при  $\Delta\varepsilon_t/2 = 0,9 \cdot 10^{-2}$  уровня 60% (рис. 1.12, а). Мартенсит деформации возникает внутри полос деформации из  $\varepsilon$  – мартенсита, который образуется на дефектах упаковки аустенитной фазы [24].

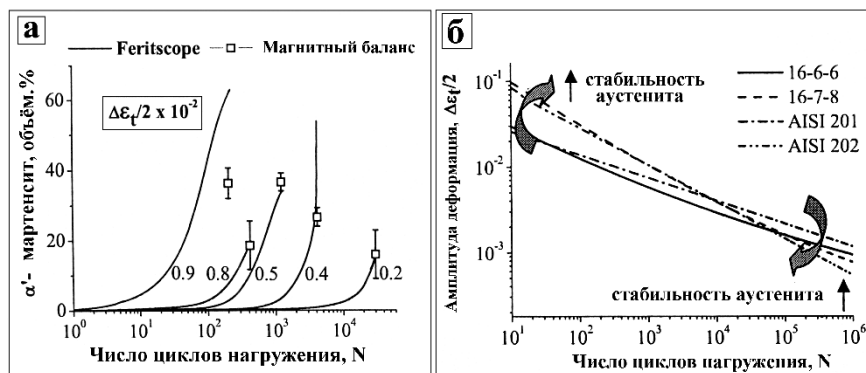


Рис. 1.13. Зависимость количества  $\alpha'$  - мартенсита от числа циклов нагружения при различных амплитудах циклической деформации (а) и кривые малоциклового усталости трип – сталей и аустенитных сталей (б) [24].

Из представленных на рис. 1.13, б кривых малоциклового усталости исследованных сталей в сравнении со аустенитными сталями AISI 201 и AISI 202 видно, что в зависимости от уровня стабильности аустенита возникает ротация кривых усталости. У более метастабильных сталей (16 – 6 – 6 и AISI 201) наблюдается меньший наклон кривых усталости, что приводит к меньшей долговечности в малоциклового области и большей долговечности в многоциклового кривой усталости. Более пластичные и стабильные стали (16 – 7 – 8 и AISI 202) показывают большую долговечность в малоциклового области кривой усталости. Неблагоприятный эффект образования  $\alpha'$  - мартенсита при высоких амплитудах деформации и благоприятный эффект при низких амплитудах деформации объясняются упрочнением, которое связано с образования  $\alpha'$  - мартенсита. Циклическое упрочнение при испытаниях на усталость в условиях контроля деформации уменьшает

долговечность в области малоциклового усталости за счет более раннего зарождения усталостной трещины на границе раздела между аустенитной и мартенситной фазами. Однако, в области многоциклового усталости в результате локального превращения аустенита в  $\alpha'$  - мартенсит усталостная долговечность возрастает после того как уменьшается движение дислокаций в локальных объемах металла [24].

В работе [26] исследовали циклическую трещиностойкость плоских пластин (толщиной 3 мм) из трип - стали (Fe - 9Cr - 8Ni - 4Mo - 3Mn - 3Si-0,25C, вес. %). После аустенитизации при 1200 °С (3 ч.) заготовки пластин были прокатаны при 250 °С и 450 °С при степени обжатия 20 % и 80%. Предел прочности при степени обжатия 20 % составлял от 1120 МПа (температура прокатки 250 °С) до 1309 МПа (450 °С) при соответствующих удлинениях 49 и 42%. При степени обжатия 80% предел прочности – от 1659 МПа (температура прокатки 250 °С) до 1820 МПа (450 °С) при соответствующих удлинениях 36 и 34%. После прокатки все образцы были немагнитными, однако после статического растяжения количество мартенсита деформации составляло от 42% (при обжатии 20%) до 66% (при обжатии 80%). Было показано, что при малых значениях размаха коэффициента интенсивности напряжений  $\Delta K$ , экспериментальные результаты согласуются с теоретической моделью, которая предсказывает скорость распространения усталостной трещины соотношением вида  $dl/dN = R(\Delta K)^4$ , где R является константой. Скорости распространения усталостной трещины для трех из четырех видов исследованных обработок (80% при 250 °С, 80% при 450 °С и 20% при 450 °С) были похожи и относительно нечувствительны к уровню прочности, пластичности и вязкости. Четвертый вид обработки (20% при 250 °С) показал несколько худшие усталостные свойства распространения трещины. Скорости роста трещины, рассчитывавшиеся с использованием расстояния между бороздками, согласовывались с соответствующими скоростями роста макроскопических трещин. Трип - сталь деформированная на 80% при 450 °С имеет лучшие характеристики циклической трещиностойкости, чем высокопрочные стали 250MAR, 300M, AM355 CRT и PH 15 - 7 Mo, а также выгодно отличается от мартенситностареющей стали в низком диапазоне коэффициентов интенсивности напряжений [26].

#### 1.4. Выводы по 1 главе и постановка задач исследования

1. Проведен анализ особенностей поведения при усталости высокопрочных конструкционных сталей (с пределом прочности более 1500 МПа), а также рассмотрена взаимосвязь между статическими механическими свойствами и характеристиками усталости этого класса материалов.

2. Показано, что высокопрочные аустенитно-мартенситные трип-стали при многоциклового усталостном нагружении за счет более высокой пластичности и проявления трип-эффекта обладают более высокой циклической прочностью (предел усталости достигает 1240 МПа), чем уже известные конструкционные высокопрочные стали.

3. Опубликованных экспериментальных исследований по статическим и усталостным характеристикам тонколистовой аустенитно-мартенситной стали типа ВНС9-Ш (23Х15Н5АМ3-Ш), идущей на изготовления ответственных деталей авиационных конструкций (например, торсионов ведущих винтов вертолетов), явно

недостаточно. Поэтому возникает необходимость и актуальность постановки более глубоких исследований комплекса механических свойств стали ВНС9-Ш с целью повышения ресурса эксплуатации изделий из этой стали.

В соответствие с выше изложенным, сформулированы следующие задачи исследований:

а) изучить структуру и фазовый состав холоднокатаной тонколистовой ленты из аустенитно- мартенситной трип - стали ВНС9 – Ш в поверхностном слое и в среднем по объему материала и их влияние на изменение уровня механических свойств;

б) исследовать особенности стадийности деформации ленты из стали ВНС9-Ш и кинетику мартенситного превращения при статическом растяжении;

в) исследовать скоростную зависимость механических свойств и влияние температур отпуска на механические свойства ленты из стали ВНС9-Ш с учетом проявления трип- эффекта;

г) исследовать особенности механизмов пластической деформации и разрушения, а также основные факторы, определяющие уровень усталостной прочности сталь ВНС9 – Ш.

д) исследовать влияние эксплуатационной наработки материала торсионов вертолетов, изготовленных из ленты стали ВНС9-Ш, на изменение характеристик циклической прочности;

е) определить оптимальный диапазон фазового состава стали ВНС9-Ш, который соответствует максимальному уровню комплекса механических свойств;

ж) предложить рекомендации по методике оценки фазового состава и механических свойств ленты из стали ВНС9-Ш.

## ГЛАВА 2 МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

### 2.1. Материалы исследования

В качестве объекта исследования в настоящей работе изучались особенности механического поведения в условиях статического и циклического деформирования тонколистовой (толщиной 0,3 мм) высоколегированной аустенитно-мартенситной трип-стали 23X15H5AM3-Ш (ВНС9-Ш), используемая для изготовления ответственных деталей авиационной техники (например, торсионов несущих винтов вертолетов) [6, 7, 9, 21, 27]. Ранее листы из этой стали толщиной 0,3 мм производились на металлургическом заводе «Серп и Молот», а в настоящее время лента из этой стали изготавливается в условиях металлургических предприятий группы «Мечел» с соблюдением требований по ТУ14-14126-86 «Лента из коррозионностойкой стали марки 23X15H5AM3-Ш (ВНС9-Ш)» по технологии, разработанной ФГУП «ВИАМ». Необходимый химический состав ленты по этим ТУ приведен в таблице 2.1.

Таблица 2.1

Химический состав (вес. %) трип – стали ВНС 9-Ш

Марка стали	C	Cr	Mo	Mn	Si	N	Ni	S	P
ВНС 9-Ш	0,20-0,25	14,5-16,0	2,7-3,2	≤1,0	≤0,6	0,03-0,07	4,8-5,8	≤0,01	≤0,015

Для получения заданного химического и фазового состава стали ВНС9-Ш в процессе выплавки стали проводится контроль путем отбора литых проб и определения величины индукции насыщения на приборе ИФСС (МКЛ-3М). По величине намагниченности насыщения регулируют химический состав так, чтобы получить в литой структуре минимальное количество мартенсита. Затем слиток подвергается электрошлаковому переплаву, горячей деформации (ковке) и горячей прокатке с несколькими переходами. В результате получают лист горячекатаного подката толщиной ~ 4 мм с аустенитной структурой. Чтобы получить лист толщиной 0,3 мм с аустенитно-мартенситной структурой и с примерно одинаковым содержанием обеих фаз, горячекатаный подкат подвергают холодной прокатке в несколько переходов с промежуточной термической обработкой. Последний переход при холодной прокатке производится с обжатием ~ 40%. На одном из переходов холодной прокатки производят шлифовку поверхности листа. В результате получают лист со структурой аустенита и мартенсита деформации.

Структура ленты из стали ВНС9-Ш в состоянии поставки состоит из наклепанного аустенита ( $\gamma$  - фаза) и мартенсита деформации ( $\alpha'$  - фаза). В идеале необходимо получить структуру ленты с равным процентным составом аустенита и мартенсита [4, 5, 28]. Однако, от плавки к плавке химический и фазовый состав ленты может несколько отличаться. Последующая холодная прокатка за несколько переходов с промежуточной термообработкой также может привести к некоторому различию фазового состава стали и механических свойств готовой ленты. Даже в одном рулоне ленты фазовый состав, определенный рентгеноструктурным анализом, может несколько отличаться на отдельных



участках. Это частично связано с тем, толщина готового проката может различаться на 10%.

Главной задачей завода изготовителя является совместить получение требуемой геометрии листа с минимальным уровнем необходимых механических свойств, предусмотренных ТУ 14-1-4126-86 «Лента из коррозионно-стойкой стали марки 23X15H5AM3–Ш (ВНС9-Ш)». По этим ТУ свойства готовой ленты оцениваются только по характеристикам механических свойств при статическом растяжении. Минимальные механические свойства ленты, определяемые на образцах, вырезанных из ленты в состоянии поставки, должны быть следующими: предел прочности  $\sigma_b = 1470$  МПа, условный предел текучести  $\sigma_{0,2} = 1275$  МПа, относительное удлинение  $\delta = 12\%$ .

В настоящей работе, при исследовании в различных разделах конкретных механических свойств стали ВНС9–Ш, все образцы для этого исследования вырезались из одной пластины размером  $\sim 30 \times 35$  см. Для каждой такой пластины – заготовки рентгеноструктурным анализом определялся фазовый состав приповерхностного слоя.

## 2.2. Механические испытания

Статические механические свойства исследованных образцов из стали ВНС9–Ш определялись на электро-механической 10 – тонной машине Instron 3380 и универсальной сервогидравлической 10 - тонной машине Инстрона 8801 с точностью скорости траверсы  $\pm 0,2\%$  от значения величины установленной скорости. Точность измерения нагрузки:  $\pm 0,5\%$  от измеренного значения и до 1/100 максимального значения динамометрического датчика. Суммарная погрешность измерений образцов в процессе испытания не превышала 0,5% от величины измеренных напряжений. Испытания на усталость проводились на сервогидравлической установке Инстрон 8801 и настольной механической машине для испытаний на усталость InstronElectropulsE 3000 (максимальное усилие 300 кг) (рис. 2.1, в). Испытания на усталость проводились в условиях повторного растяжения с постоянным минимальным напряжением цикла  $\sigma_{\min} = 100$  МПа и 500 МПа с частотой нагружения 30-40 Гц.

Для испытаний на статическое растяжение и усталость использовались образцы одной и той же геометрии (рис. 2.1), которые вырезались из листового материала с использованием электроэрозионной резки.

Исследование твердости по Виккерсу проводилось на автоматизированном приборе-твердомере InstronTukon 2500. На каждом образце наносили не менее 10 отпечатков с последующим расчетом среднего значения твердости. В некоторых экспериментах также определяли микротвердость по Виккерсу на приборе фирмы Wilson Wolpert 402 – MVD, а твердость по Виккерсу на приборе Wilson Wolpert 930.

Поскольку исследуемый материал из стали ВНС9-Ш по толщине может меняться в пределах от 0,26 до 0,30 мм, то следовало корректно подобрать режимы вдавливания для интегральной оценки твердости материала с учетом двухфазного состава этой стали. Такое методическое исследование было проведено совместно с НИУ «МЭИ» [3]. Известно, что при определении твердости изделий малой толщины необходимо соблюдать условия, касающиеся соотношения между толщиной контролируемого объекта и глубиной отпечатка.

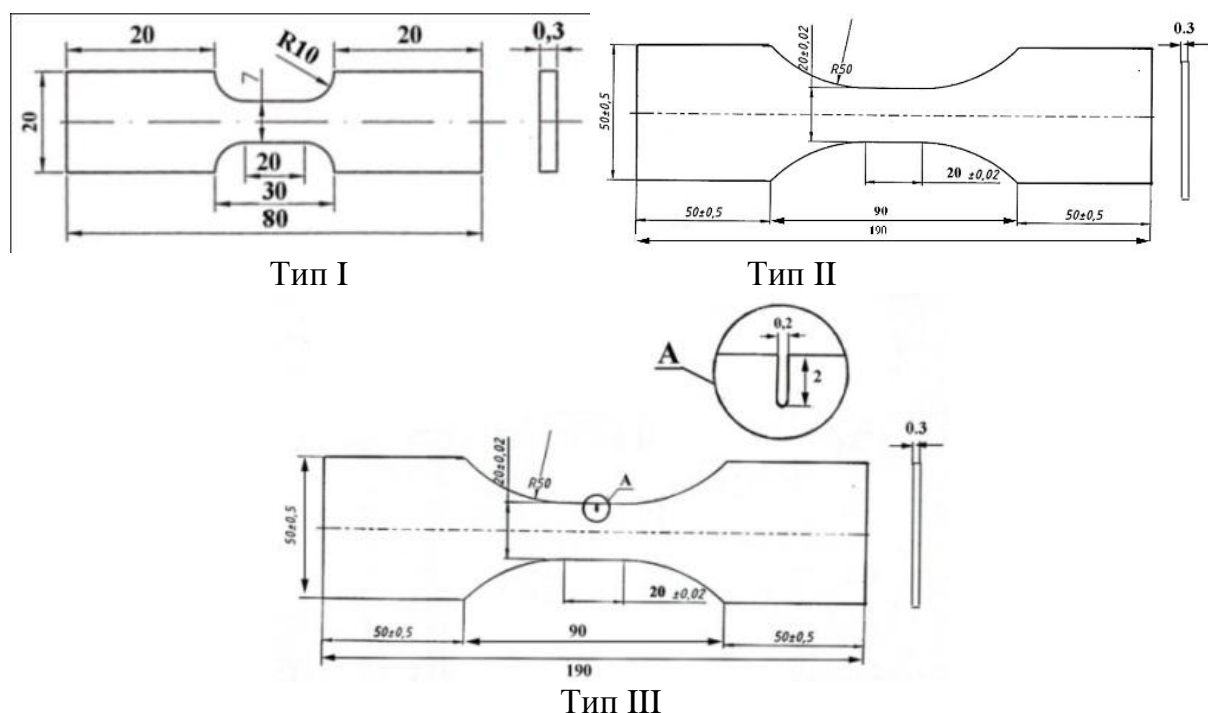


Рис. 2.1. Образцы для испытания статическое растяжение и усталость.

Для интегральной оценки твердости при отношении толщины листа к глубине отпечатка (не менее 15) и при среднем размере зерна (25 мкм) была выбрана нагрузка вдавливания 1 кГ. При этой нагрузке твердость стали ВНС9-Ш в состоянии поставки составляет 546 *HVI*. Средняя длина диагонали составляет при этом около 60 мкм, а глубина отпечатка – около 8-9 мкм.

### 2.3. Методы металлографических исследований, изучения поверхности разрушения и анализа фазового состава

Структуру стали ВНС9-Ш изучали металлографическим методом с помощью световых микроскопов Carl Zeiss Axiovert 40 MAT и Leica DMILM, сканирующих электронных микроскопов JEOL JSM 6610LV и TESCAN VEGA\\SBU. Электронного микроскопа NovaNanosem 450, оснащенного приставкой для анализа дифракции обратно-рассеянных электронов (EBSD), а также просвечивающего электронного микроскопа JEM-200CX (метод ПЭМ).

Для выявления микроструктуры шлифов использовали 4%-ный раствор азотной кислоты в этиловом спирте, либо раствор царской водки ( $3\text{HCl} + 1\text{HNO}_3$ ) с глицерином

Фазовый состав (средние значения фазового состава приведены с разбросом данных  $\pm 5\%$ ), микродеформацию решетки ( $\Delta a/a$ ) и остаточные напряжения образцов определяли на вертикальном рентгеновском дифрактометре «SIMADZU» XRD-6000 в монохроматизированном медном излучении с длиной волны  $\lambda_{\text{K}\alpha\text{cp}} = 1.54178\text{\AA}$  и на дифрактометре ДРОН-4 в фильтрованном  $\text{CoK}\alpha$ -излучении с длиной волны  $\lambda_{\text{K}\alpha\text{cp}} = 1.79021\text{\AA}$ . Обработка экспериментальных данных производилась по комплексу КО - ИМЕТ. Качественный и количественный анализ осуществлялся с помощью программы XRAYAN и Базы данных PDF (POWDER DIFFRACTION FILE). Интенсивности во всех

образцах, имеющих текстуру, были пересчитаны в расчете на безтекстурный образец. Рентгенограммы снимались с середины поверхности рабочей части образцов вдали от места разрушения.

Кроме того, фазовый состав всего объема материала изучали определением процентных долей парамагнитной (аустенит) и ферромагнитной (мартенсит, феррит) методом измерения их намагнитченности насыщения  $I_s$ . При проведении расчетов использовалась величина  $4\pi I_s$ . Сущность метода заключается в измерении ЭДС, индуцируемой в испытуемом образце, и сравнение намагнитченности насыщения испытуемого образца с эталоном, изготовленным из электротехнического железа (армко - железа). Испытания проводили на образцах ленты, собранной в пакеты следующих размеров: квадрат 10 мм, длина 55 мм.

#### 2.4. Метод акустической эмиссии (АЭ)

Исследование особенностей стадийности деформации трип – стали ВНС9-Ш проводилось с использованием акустико-эмиссионной диагностической системы СДС1008, позволяющей осуществлять регистрацию, обработку, измерение и анализ параметров АЭ сигналов в частотном диапазоне 50-1000 кГц (рис. 2.2, а). Датчик АЭ устанавливали в области перехода от рабочей части образца к более широкой его части (рис. 2.2, б).

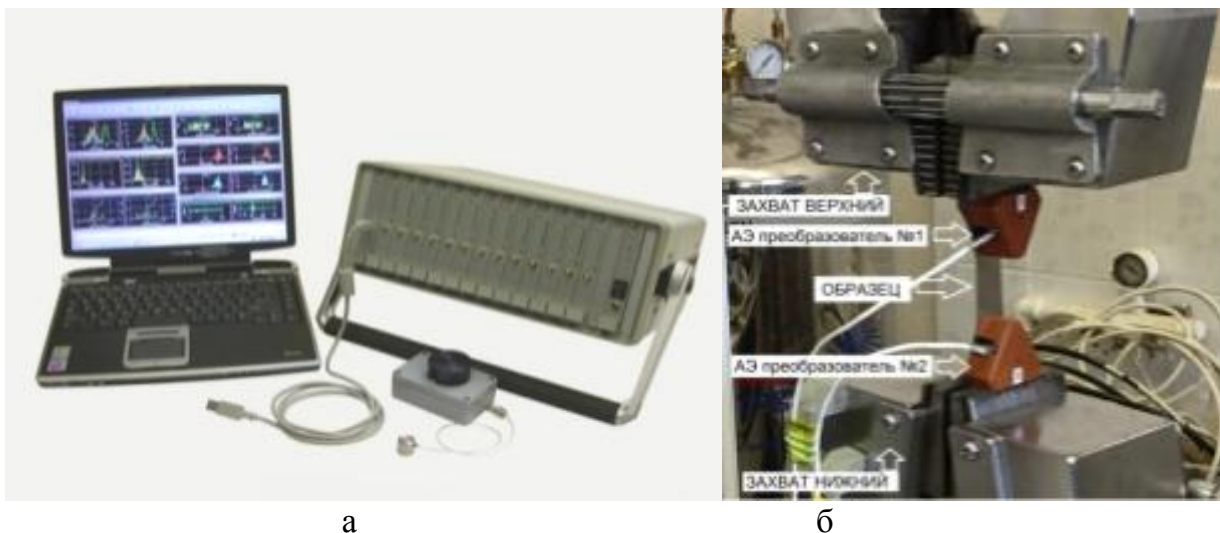


Рис. 2.2. Акустико – эмиссионная диагностическая система СДС1008 (а) и схема крепления преобразователей АЭ (D1-D2) на образце в захватах испытательной машины Instron 3382 (б).

### ГЛАВА 3. ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ И МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ РАСТЯЖЕНИИ ТОНКОЛИСТВОЙ СТАЛИ ВНС9-Ш

Особенности структурного состояния и механического поведения аустенитно – мартенситных трип – сталей связаны с взаимодействием процессов пластической деформации и фазового превращения аустенита в мартенсит деформации (трип-эффект) [3, 5, 6, 9, 21, 27, 28].

Сложность трактовки механизма действия трип – эффекта заключается в его противоречивой природе: деформационное мартенситное превращение (ДМП) рассматривается с одной стороны, наряду со скольжением и двойникованием как механизм пластической деформации, однако, с другой стороны, образующиеся более прочные и менее пластичные, чем исходный аустенит мартенситные кристаллы выступают как эффективный фактор упрочнения и охрупчивания материала. Считают, что ДМП с оптимальной кинетикой само являются достаточным условием для обеспечения высоких пластических характеристик в процессе деформирования метастабильных аустенитных сталей (МАС) растяжением. Однако, Д. Брессанелли, Д. Московичем, Ю.Г. Виравовским и др. экспериментально показано, что максимальная пластичность проявляется в том случае, когда ДМП предшествует значительная пластическая деформация скольжением и лишь совместное действие механизма скольжения и мартенситного превращения приводит к аномально высокой пластичности. ДМП рассматриваются с этой точки зрения не как альтернативный скольжению механизм пластической деформации, действие которого обеспечивает высокую пластичность, а как средство резкого повышения коэффициента упрочнения в месте зарождения шейки и обеспечению предотвращению локализованного течения в шейке и обеспечению равномерной деформации по всей длине образца [5].

Таким образом, рассмотренная выше трактовка трип - эффекта, позволяет понять некоторые особенности механического поведения тонколистовой аустенитно – мартенситной ВНС9-Ш.

#### 3.1. Структурное состояние тонколистовой стали ВНС9-Ш (23Х15Н5АМ3-Ш)

Микроструктурные исследования стали ВНС9-Ш были выполнены при помощи оптического микроскопа Leica DMILM и сканирующего электронного микроскопа NovaNanosem 450, оснащенного приставкой для анализа дифракции обратно-рассеянных электронов (EBSD), а также просвечивающего электронного микроскопа JEM-200CX (метод ПЭМ).

Выше было сказано, что в состоянии поставки лист толщиной 0,3 мм из стали ВНС9-Ш имеет аустенитно - мартенситную структуру (рис. 3.1). В зависимости от колебаний химического состава и режимов термообработки в стали в незначительном количестве могут содержаться карбонитриды типа  $Cr_{23}(C, N)_6$  [6].

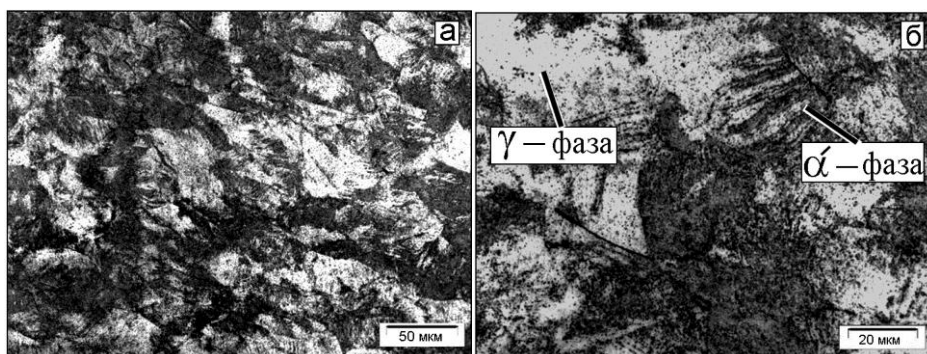


Рис. 3.1. Микроструктура стали ВНС9-Ш в исходном состоянии (оптический микроскоп).

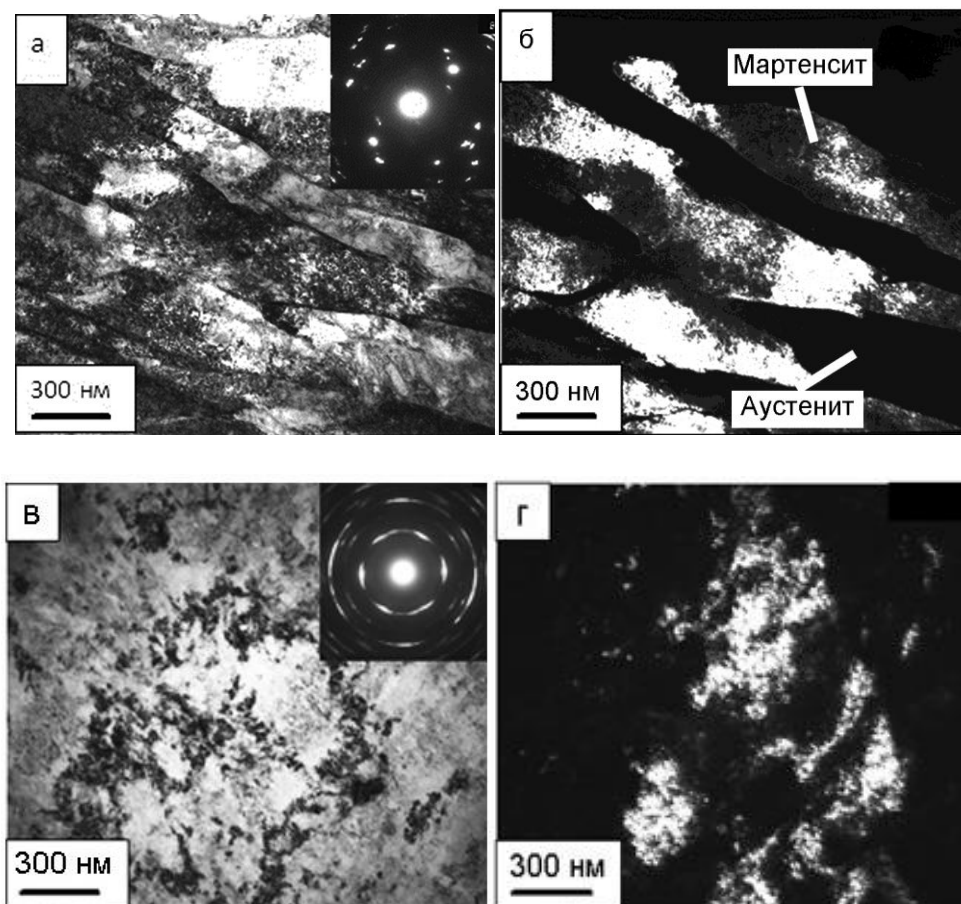


Рис. 3.2. Микроструктура мартенсита деформации в исходной структуре стали ВНС-9Ш: а - светлопольное изображение мартенсита деформации в рефлексе (200)- $\alpha$ .; б - темнопольное изображение мартенсита в рефлексе (200)- $\alpha$ .; в - светлопольное изображение мартенсита; г - темнопольное изображение мартенсита в рефлексе (100)- $\alpha$ .

В исходном состоянии у образцов из стали ВНС9-Ш наблюдается двухфазная аустенитно – мартенситная структура (рис. 3.1, а, б). Ранее было показано [6], что при

холодной прокатке из-за неравномерности деформации по сечению ленты из стали ВНС9-Ш микроструктура ленты по сечению материала неоднородна. И поэтому результаты фазового состава стали ВНС9-Ш, полученные рентгеноструктурным анализом и магнитными методами измерения сильно разнятся.

Изучение микроструктуры с использованием просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) показало, что в исходном состоянии у образцов из стали ВНС9-Ш в поверхностном слое (61%  $\alpha$  – фазы) наблюдается реечный мартенсит деформации (рис. 3.2, а, б). Характер микроструктуры  $\alpha$  – фазы во внутренних слоях ленты из стали ВНС9-Ш, где количество мартенсита деформации в 2- 3 раза меньше, представлен на рис. 3.2, в, г.

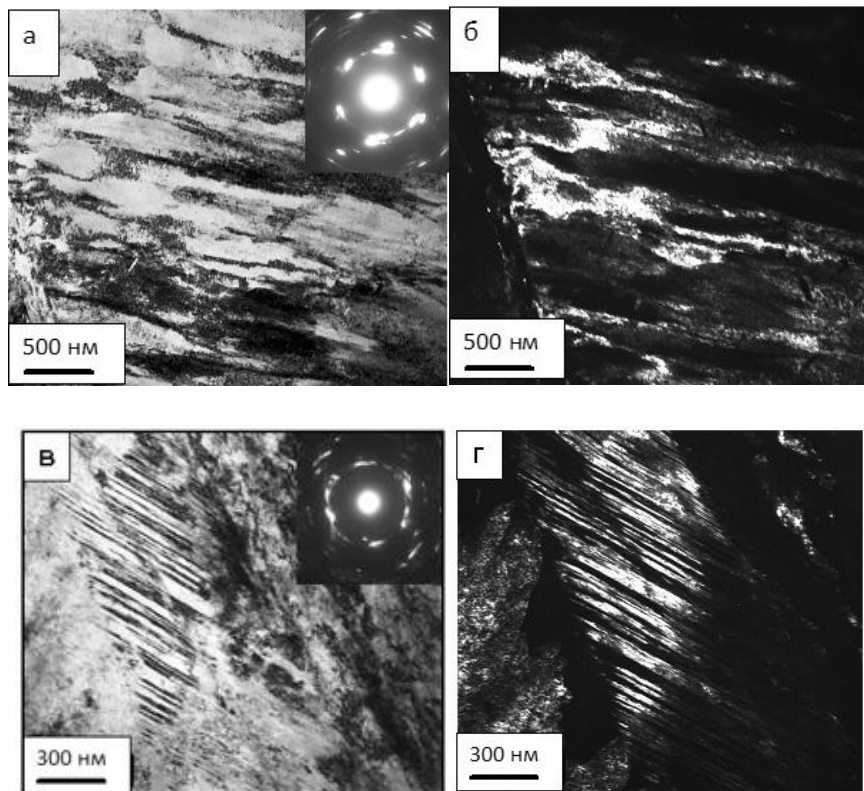


Рис.3.3. Микроструктура аустенита в деформированной структуре стали ВНС-9Ш: а - светлопольное изображение аустенита в рефлексе (200)- $\gamma$ ; б - темнопольное изображение аустенита аустените в рефлексе (200)- $\gamma$ ; в – светлопольное изображение двойников в аустените: г - темнопольное изображение двойников в аустените в рефлексе (111) -  $\gamma$ ;

На рис. 3.3 представлена дислокационная микроструктура деформированного аустенита в исходных образцах из стали ВНС9-Ш. Наблюдается вытянутая в направлении прокатки субструктура  $\gamma$  – фазы с повышенной плотностью дислокаций (рис. 3.3, а, б). В аустенитной фазе, кроме участков с повышенной плотностью дислокаций, наблюдаются двойники деформации (рис. 3.3, в, г).

Использование метода EBSD показало [35], что деформационное двойникование и мартенситное превращение в стали ВНС9-Ш приводят к разбиению исходных аустенитных зерен сетью высокоугловых границ. Деформационный  $\alpha$ -мартенсит

образуется в основном на пересечении деформационных микрополос и двойников (рис. 3.4, а, б)

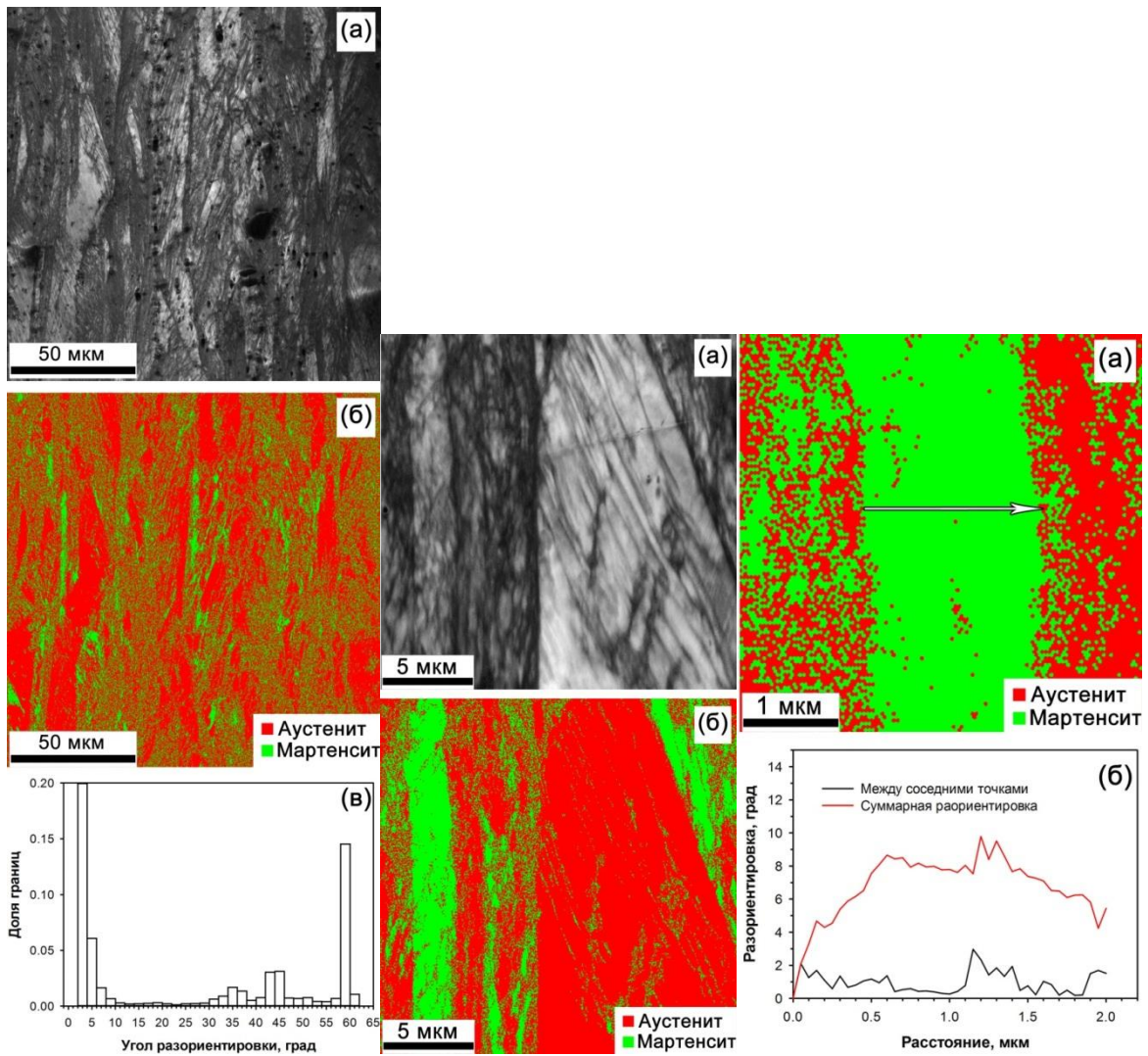


Рис. 3.4

Рис. 3.5

Рис. 3.6

Рис. 3.4. Микроструктура стали ВНС9-Ш (EBSD анализ): а - распределение фаз; б- детали структуры; в - распределение границ по разориентировкам.

Рис. 3.5. Распределение фаз в стали ВНС9-Ш (а) и детали микроструктуры (б).

Рис. 3.6. Распределение фаз в стали ВНС9-Ш (а) и профиль разориентировок по стрелке (б).

Распределение границ по разориентировкам в стали ВНС9-Ш характеризуется наличием нескольких пиков (рис. 3.4, в): от малоугловых границ менее  $10^\circ$ , а также от высокоугловых границ с разориентировками  $35^\circ$ ,  $45^\circ$  и  $60^\circ$ . Пик от малоугловых границ связан с большим числом малоугловых деформационных субграниц, вносимых при пластической деформации [29]. Пик на  $45^\circ$  имеет двойственную природу: во-первых, он связан с деформационным мартенситным превращением: ориентационное соотношение между аустенитом и мартенситом в нержавеющей сталях близки к предсказанным соотношениям Курдюмова-Закса и Нишиямы-Вассермана, и составляют  $42.9^\circ$  и  $46^\circ$ ,

соответственно, между аустенитом и мартенситом [30, 31]. Во-вторых, границы зерен сильнодеформированных металлов и сплавов приобретают случайную разориентировку, проявляющуюся в виде распределения МакКензи [32] с максимумом на  $45^\circ$ . Пик границ с разориентировкой  $60^\circ$  очевидно связан с границами деформационных двойников, поскольку деформационные двойники в ГЦК-решетке имеют специальные границы  $\Sigma 3$  с разориентировкой  $60^\circ \langle 111 \rangle$ . Пик распределения границ по разориентировкам на  $35^\circ$  может быть связан с разворотом областей аустенитной матрицы и мартенсита после деформационного превращения в результате дальнейшей деформации.

Детальное исследование микроструктуры показало, что пластины мартенсита, образовавшиеся на двойниках деформации, имеют толщину около 100-200 нм, что также согласуется с данными просвечивающей микроскопии, полученных для сталей данного класса [33] (рис.3.5, а).

Также большое количество мартенсита деформации наблюдается в пересечении полос сдвига (рис. 3.5, а, б), которое приводит к образованию пластин толщиной 1-3 мкм. Сами мартенситные пластины, например, рис. 3.6, а, имеют искривленную решетку за счет внутренних напряжений. Суммарная разориентировка внутри пластины (рис. 3.6, б) доходит до  $10^\circ$ , так же как в реечном мартенсите в сталях мартенситного класса [34, 35]. Разориентировка растет к центру пластины, снижаясь к краю.

Плотность дислокаций в стали ВНС9-Ш после холодной прокатки была рассчитана для данной стали по средней разориентировке по Кернелу согласно уравнению Франка и составила  $1,5 \times 10^{15} \text{ м}^{-2}$  [35]. Аналогичная величина получена на сталях этого класса при измерении плотности дислокаций в просвечивающем электронном микроскопе [33].

Таким образом, показано, что структура тонколистовой холоднокатаной аустенитно – мартенситной трип - стали ВНС9 – Ш состоит из вытянутых зерен деформированного метастабильного аустенита с большим количеством двойников деформации и реечного  $\alpha$ -мартенсита. Плотность дислокаций в стали ВНС9-Ш в результате холодной прокатки достигает  $1,5 \times 10^{15} \text{ м}^{-2}$ . Предпочтительными местами зарождения мартенсита деформации являются пересечения двойников деформации и полос сдвига. В первом случае толщина мартенситных пластин составляет 100-200 нм, а во втором достигает 1-3 мкм.

### 3.2. Распределение фазового состава по сечению листа из стали ВНС9-Ш

Обычно в состоянии поставки в тонколистовой стали ВНС9-Ш толщиной 0,3 мм по рентгенографическим данным поверхности материала содержится приблизительно равное количество наклепанного аустенита и мартенсита деформации. Однако, количество мартенсита деформации в материале, определенное по результатам измерения намагниченности насыщения  $4\pi J_s$  на приборе Штеблейна, показывает, что среднее содержание мартенсита деформации в объеме материала значительно меньше. По мнению авторов работы [6], такая разница связана с тем, что рентгеновским методом определяется количество  $\alpha$  – фазы в поверхностных слоях, где мартенситное превращение происходит интенсивнее. Действительно, из-за неравномерного упрочнения по сечению тонколистового листа на последнем этапе холодной прокатки во внутренних слоях металла содержание мартенсита деформации значительно меньше.

Поэтому было интересно изучить, как влияет удаление более прочного поверхностного слоя с повышенным содержанием мартенсита деформации на изменение



фазового состава, механических свойств и вида кривой статического растяжения образцов из тонколистовой трип – стали ВНС9-Ш [36, 37]. Эти исследования были проведены на двух партиях образцов, имеющих в поверхностном слое мартенсита деформации 55% и 45%. Испытания на статическое растяжение проводили на электромеханической машине Instron 3380 при скорости деформирования 1 мм\мин. У части образцов электрополировкой удаляли поверхностный слой глубиной от 5 до 30 мкм с использованием раствора хромового ангидрида  $\text{CrO}_3$  (100 г) в ортофосфорной кислоте  $\text{H}_3\text{PO}_4$  (850 мл) при напряжении 10-15 В.

Рентгеноструктурный анализ показал, что в результате удаления поверхностного слоя на глубину до 30 мкм количество мартенсита деформации в поверхностном слое резко снизилось (рис. 3.7 и 3.8). Если в исходном состоянии мартенсита деформации было 55%, то после удаления поверхностного слоя глубиной 20 мкм мартенсита в поверхностной структуре было всего 15% (рис. 3.7, а). И в случае структуры с исходным содержанием мартенсита 45% наблюдается такая же тенденция (рис. 3.7, б). Твердость по Виккерсу (нагрузка 1 кГ, выдержка 5 с) у этих образцов в исходном состоянии составляла 552 единицы, а после удаления поверхностного слоя 30 мкм – 521.

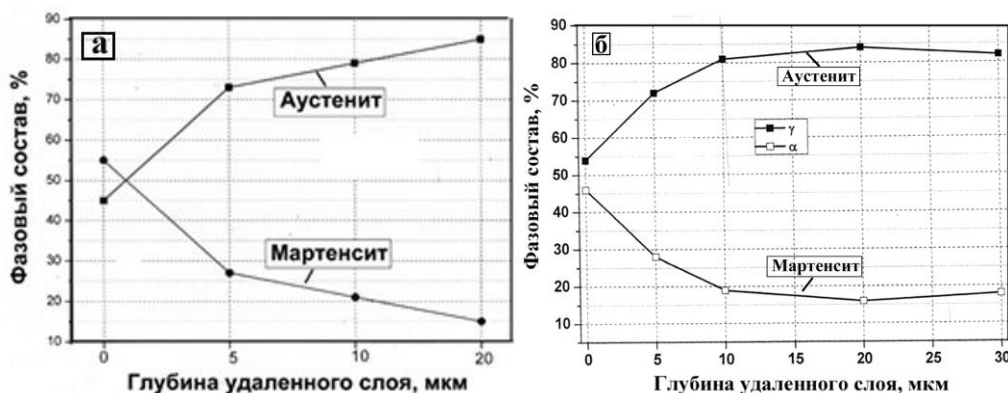


Рис. 3.7. Фазовый состав стали ВНС9-Ш в исходном состоянии и после удаления поверхностного слоя: а – исходное количество мартенсита 55%; б – 45%.

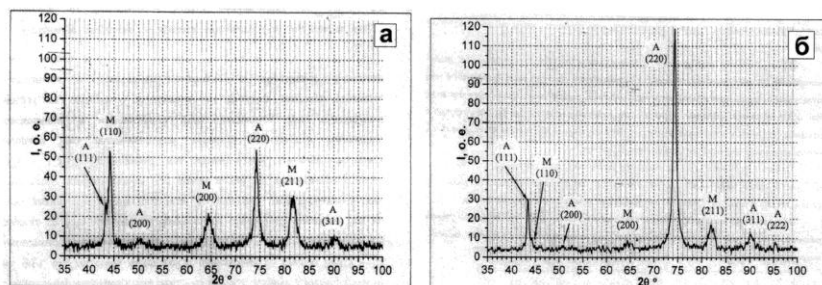


Рис. 3.8. Рентгенодифракционные спектры поверхности образцов из стали ВНС9-Ш (исходное состояние мартенсита 55%) и изменение параметров кристаллической решетки: а – исходное состояние; б – после удаления поверхностного слоя на 20 мкм.

Существенное различие количества мартенсита по глубине исследованных образцов позволяло сделать предположение о том, что на поверхности может существовать слой, полностью состоящий из мартенсита [38]. В монографии В.А.

Лободюка и Э.И. Эстрина [39] упоминается о «размерном эффекте» мартенситного превращения при пластической деформации, когда мартенситное превращение начинается на поверхности, а затем распространяется вглубь материала. Также отмечается, что при теоретическом рассмотрении термодинамики мартенситного превращения нужно учитывать поверхностную энергию мартенситных кристаллов.

Было проведено специальное исследование особенностей образования мартенсита деформации в тонких приповерхностных слоях листовой стали ВНС9-Ш с 53% наклепанного аустенита ( $\gamma$  – фаза) и 47% мартенсита деформации ( $\alpha'$  – фаза) [38]. Исследовались образцы в исходном состоянии и после статического растяжения при разных скоростях деформирования. Для этого исследования был использован метод асимметричной съемки с параллельным пучком рентгеновских лучей [39, 40]. Рентгенооптическая схема такого метода представлена на рис. 3.9.

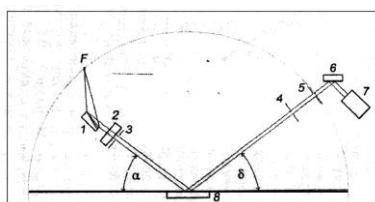


Рис. 3.9. Рентгенооптическая схема асимметричной съемки, реализованная на дифрактометре "UltimaIV". Ф - фокус рентгеновской трубки; ПЗ - параболическое зеркало; 1 - щели Соллера; 2 - щель, ограничивающая ширину падающего пучка рентгеновских лучей, 3 - щель, ограничивающая ширину дифрагированного пучка рентгеновских лучей; 4 - приемная щель; щель; М - плоский графитовый монохроматор; СД - сцинтилляционный детектор.

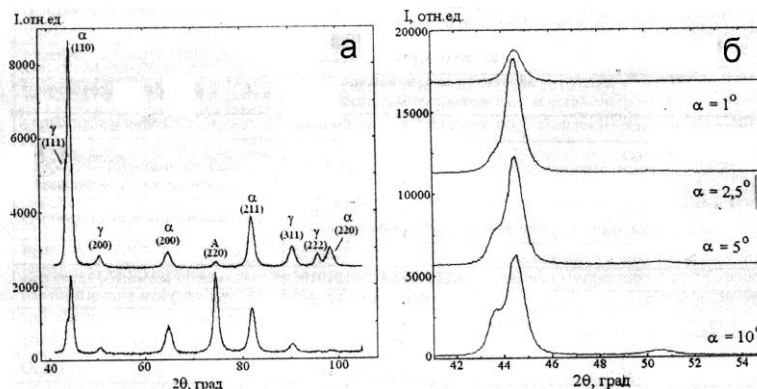


Рис. 3.10. Рентгенодифракционные спектры образца стали ВНС9-Ш в исходном состоянии: а - нижний спектр – традиционная схема Брэгга-Брентано, верхний спектр - асимметричная съемка при фиксированном угле падения рентгеновских лучей  $10^\circ$ ; б - рентгенодифракционные спектры в области малых углов при уменьшении фиксированного угла падения рентгеновских лучей  $\alpha$ .

При переходе от симметричной схемы Брэгга-Брентано к асимметричной съемке наблюдается сильное изменение рентгено-дифракционных спектров образцов (рис. 3.10, а). Заметно увеличивается интенсивность дифракционных пиков (111) аустенита и (110) мартенсита. Именно эти два пика были выбраны для того, чтобы контролировать наличие

аустенита при уменьшении толщины эффективно отражающего слоя путем уменьшения фиксированного угла падения рентгеновских лучей  $\alpha$  (рис. 3.10. б). Угол  $\alpha$  уменьшали от  $10^\circ$  до тех пор, пока не наблюдалось полного исчезновения плеча с левой стороны самого интенсивного пика (110) мартенсита, т.е. фаза аустенита отсутствовала. Для того, чтобы не изменялась площадь исследуемого участка образца, варьировали ширину щели, ограничивающей падающий пучок.

Значения углов падения, при которых регистрировались только отражения мартенситной фазы, составили  $1^\circ$  для исходного образца,  $2,5^\circ$  для образца после деформирования со скоростью  $4,2 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  (5 мм/мин) и  $5^\circ$  для образца после деформирования со скоростью  $4,2 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$  (0,05 мм/мин). Проведенные по этим данным вычисления показали, что толщина слоя, состоящего только из мартенситной фазы, равна для исходного образца составляла 0,2 мкм, для образца после статического растяжения со скоростью  $4,2 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  (5 мм/мин) – 0,47 мкм, а для образца после статического растяжения со скоростью  $4,2 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$  (0,05 мм/мин) - 0,85 мкм.

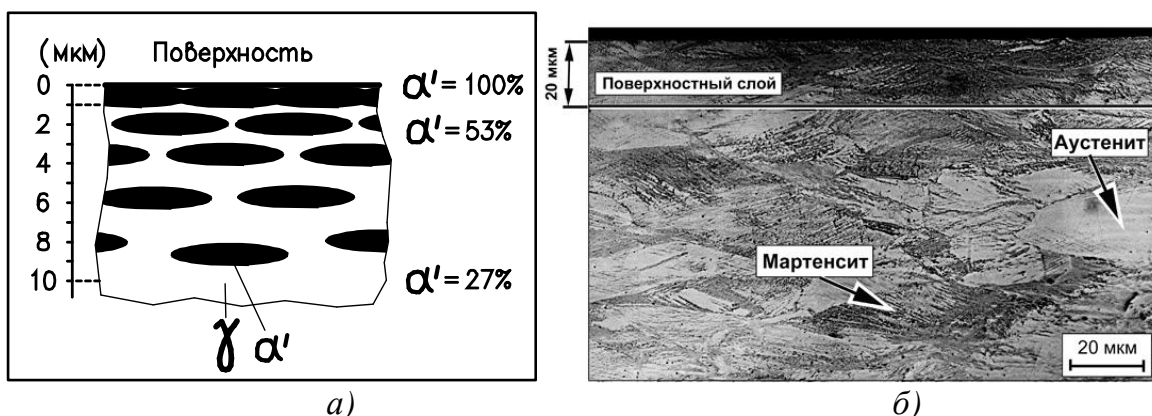


Рис. 3.11. Схема фазового состава тонколистовой трип – стали ВНС9-III в зависимости от удаления от поверхности материала (а) и структура исходного материала (б).

На рис. 3.11, а представлена схема изменения фазового состава исходного образца из стали ВНС9-III от поверхностного слоя вглубь материала с учетом выше приведенных данных по стравливанию поверхностного слоя [36, 37]. В исходном состоянии фазовый состав поверхностного слоя, определенный стандартным рентгеноструктурным анализом, показал наличие 47% мартенсита деформации ( $\alpha'$  - фаза) и 53% деформированного аустенита ( $\gamma$  – фаза). Однако, исследования поверхностного слоя методом асимметричной съемки с параллельным пучком рентгеновских лучей показало, что в тонком поверхностном слое глубиной меньшей 1 мкм наблюдается чисто мартенситная структура. С использованием электролитического удаления поверхностного слоя было установлено, что по мере удаления от поверхности количество мартенсита деформации уменьшается и соответственно возрастет доля аустенитной фазы. В частности, для рассматриваемого случая (рис. 3.8, а) на глубина 10 мкм от поверхности структура стали состоит из 27%  $\alpha'$  - фазы и 73%  $\gamma$  – фазы. Из рис. 3.11, б, где представлена структура стали ВНС9-III в исходном состоянии, также видно, что количество мартенсита деформации в приповерхностном слое больше.

Таким образом, тонколистовая холоднокатаная трип – сталь ВНС9-Ш, по сути дела, является естественным градиентным композитом с более прочным приповерхностным слоем за счет наличия в нем повышенного содержания мартенсита деформации.

Эти данные об особенностях фазового состава по сечению материала тонколистовой холоднокатаной трип – стали ВНС9-Ш позволяют более обосновано оценивать ее механические свойства и учесть структурные особенности приповерхностного слоя при воздействии на него различных технологических поверхностных обработок и прикладываемых внешних нагрузок (например, эксплуатационных циклически напряжений).

Экспериментальные данные по изменению механического поведения образцов из стали ВНС9-Ш после удаления поверхностного слоя на глубину до 20 мкм приведены в таблице 3.1 и на рис. 3.12 и 3.13 для образцов с 55% содержанием мартенсита. Как следует из таблицы 3.1, уровень механических свойств исследованных образцов в исходном состоянии и после удаления поверхностного слоя практически не изменился. Кроме стандартных свойств, в таблице 3.1 указаны также такие характеристики, как длина площадки текучести  $\varepsilon_T$  и деформация на стадии микротекучести  $\varepsilon_M$ . Были получены следующие средние значения механических свойств: предел прочности  $\sigma_B = 1841$  МПа; физический предел текучести  $\sigma_T = 1651$  МПа; относительное удлинение  $\delta = 29,5$  %; деформация на площадке текучести  $\varepsilon_T = 7,4$ %; деформация на стадии микротекучести (до зуба текучести)  $\varepsilon_M = 0,72$ %.

Таблица 3.1

Механические характеристики стали ВНС9-Ш

№ п/п	Состояние материала	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_T$ , МПа	$\delta$ , %	$\varepsilon_T$ , %	$\varepsilon_M$ , %
1	Исходное состояние	1832	1645	29,0	7,5	0,7
2	Удалено 5 мкм	1837	1660	30	7,6	0,8
3	Удалено 10 мкм	1845	1660	29,5	7,2	0,7
4	Удалено 20 мкм	1850	1640	30	7,5	0,7

Не изменился также вид кривых статического растяжения и в том числе характер кривых пластического течения на площадке текучести и в конце стадии деформационного упрочнения (рис. 3.12 и 3.13). Особенно важно, что в исходном состоянии и после удаления поверхностного слоя на кривых растяжения наблюдается развитая стадия микротекучести и протяженная площадка текучести. При этом ход кривой растяжения на площадке текучести довольно ровный, хотя и на площадке текучести в трип - сталях реализуются все три бездиффузионных механизма пластической деформации: скольжение, двойникование и мартенситное превращение. В работе [28] отмечается, что лишь при возникновении крупных кристаллов мартенсита и двойников в метастабильных аустенитных сталях появляются «зубцы» на площадке текучести.

Такой неожиданный результат экспериментов, когда после стравливания поверхностного слоя глубиной до 30 мкм в трип – стали, количество  $\alpha'$  – фазы на поверхности резко уменьшилось, а механические свойства и вид кривых растяжения остались неизменным требует специального анализа. Казалось бы, все просто и полностью подтверждается гипотеза [41, 42], согласно которой площадка текучести

появляется на кривых растяжения стали ВНС9-Ш за счет наличия anomalно развитой стадии микротекучести у этой стали [27] приводящей к созданию в поверхностном слое материала повышенной плотности дислокаций (барьерный эффект). Однако, дело в том, что нет доказательств, преимущественного течения поверхностного слоя в этой стали в процессе деформации на стадии микротекучести. Кроме того, при разработке гипотезы «барьерного эффекта» появления площадки текучести, до сих пор не выяснен вопрос о параметрах этого более прочного слоя (толщине, уровня прочностных свойств и др.).

Поэтому кратко, остановимся на основных концепциях, объясняющих природу появления площадки текучести на кривых растяжения металлических материалов. В настоящее время господствующую позицию в объяснении появления зуба и площадки текучести на кривых растяжения металлических материалов занимают две, ранее предложенные, концепции объяснения природы физического предела текучести [43, 44]. Согласно механизму А.Х. Коттрелла атомы примеси притягиваются к дислокационной линии. Избыток атомов примеси вблизи дислокационной линии образует *облако примесных атомов*. Появление зуба текучести и нижнего предела текучести объясняется, как результат отрыва дислокаций от облаков примесей. Другое объяснение природы верхнего и нижнего пределов текучести связано с учетом процессов движения и динамики размножения дислокаций (В. Джонстон и Дж. Гильман, А.Я. Красовский, Ю.В. Мильман и В.И. Трефилов и др.). Пластическая деформация в этом случае осуществляется движением вновь образованных, не захваченных атомами примесей, дислокаций. [44, 45].

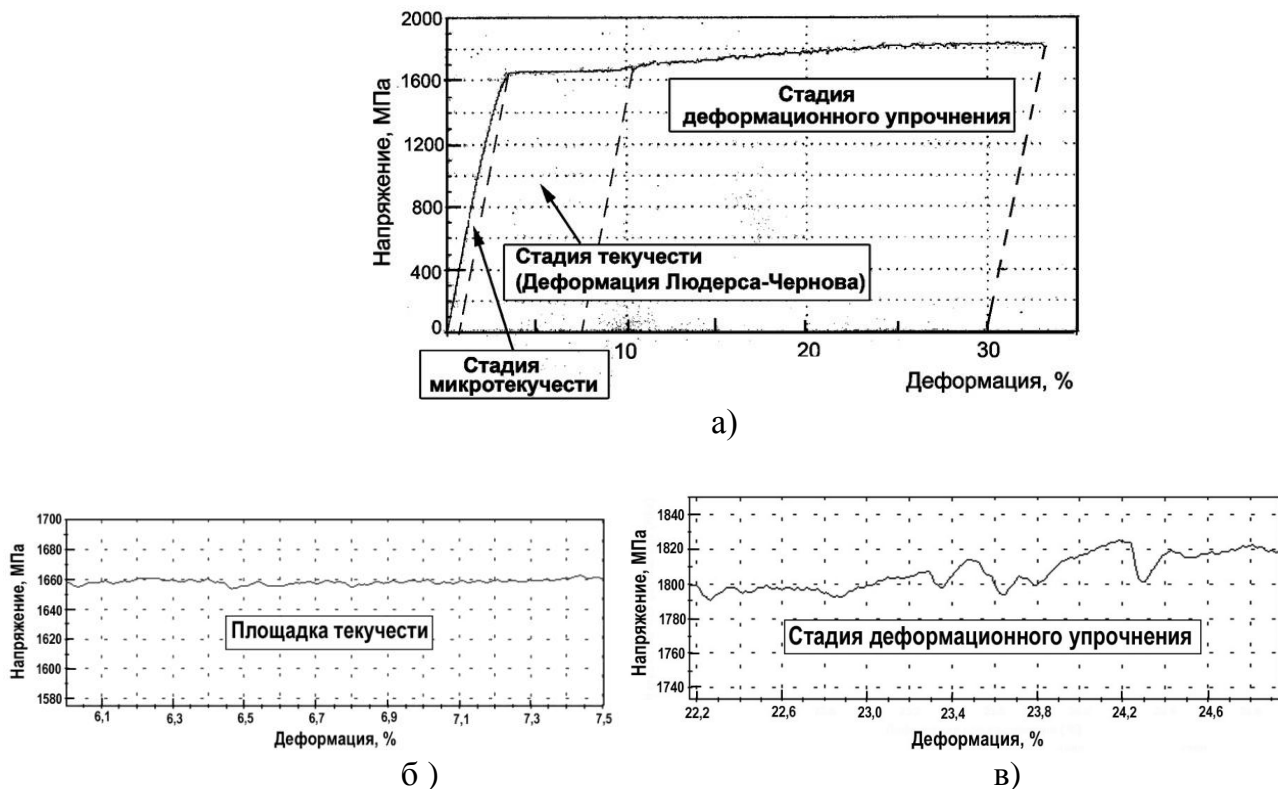
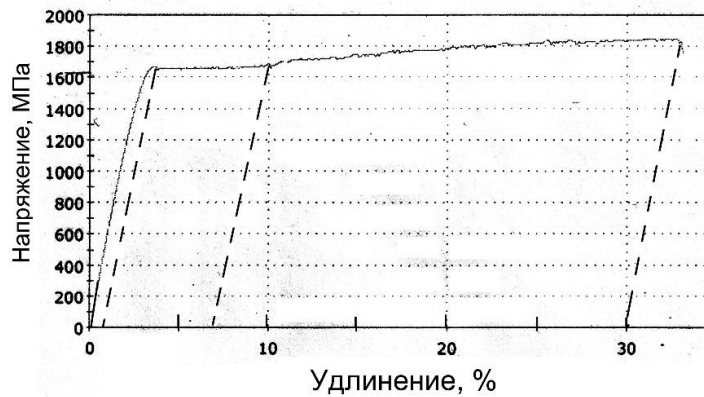
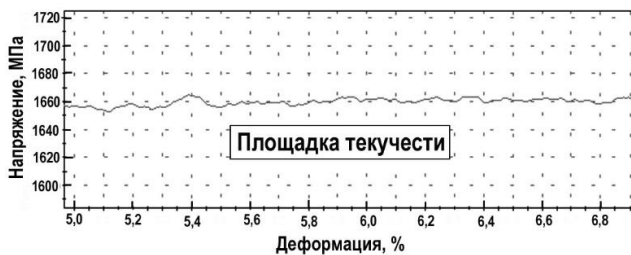


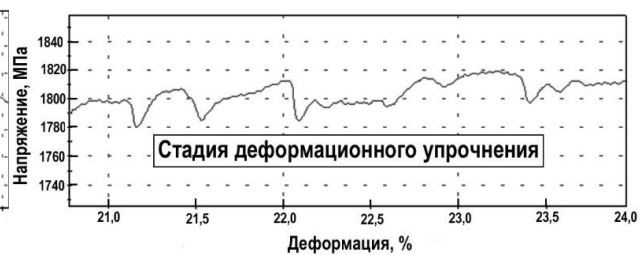
Рис. 3.12. Кривая статического растяжения образца из стали ВНС9-Ш: в исходном состоянии с указанием основных стадий деформирования (а); более детальная картина участка кривой на стадии текучести (б) и на конечной стадии деформационного упрочнения (в).



а)



б)



в)

Рис. 3.13. Кривая статического растяжения образца из стали ВНС9-Ш: после удалений поверхностного слоя глубиной 20 мкм (а); более детальная картина участка кривой на стадии текучести (б) и на конечной стадии деформационного упрочнения (в).

Однако эти классические теории не могут объяснить всех экспериментальных данных по проявлению физического предела текучести у металлов и сплавов с различными кристаллическими решетками в монокристаллическом и поликристаллическом состояниях. Из анализа многочисленных работ следует, что зуб и площадка текучести могут наблюдаться у металлических материалов с различным типом кристаллической решетки. Но при явном сходстве внешних признаков этого явления в различных материалах, механизмы его реализации могут существенно различаться [42, 46, 47]. И не, смотря на то, что феномен площадки текучести был впервые обнаружен в 1859 г. Л. Людерсом [48] и независимо от него в 1884 г. Д.К. Черновым [49] интерес к этому явлению не ослабевает.

В работе [28] объяснили наличие зуба и площадки текучести у метастабильных аустенитных сталей системы Ni-Cr-Mn-Mo-Si особенностями механизма пластической деформации этих сталей: при пластической деформации реализуются все три бездиффузионных механизма пластической деформации: скольжение, двойникование и мартенситное превращение. При этом, отмечается, что, несмотря на общий вид диаграмм растяжения у технического железа, у которого появление площадки текучести связывают с механизмом А.Х. Коттрелла, и метастабильной аустенитной сталью, у этих материалов имеются существенные различия: верхний предел текучести, и напряжение на площадке текучести, и последующее деформационное упрочнение в метастабильных сталях лежат в области напряжений, почти на порядок более высоких, чем для железа [28]. Кроме того, следует учесть, что у трип-стали ВНС9-Ш наблюдается аномально развитая

микрoпластическая деформация, очень протяженная площадка текучести и фронт Людерса - Чернова проходит по двум пересекающимся системам скольжения [27]. Также любопытно, что у трип - стали ВНС9-Ш в чисто аустенитном и чисто мартенситном состояниях на кривых растяжения не наблюдается физический предел текучести [50].

В основном, можно согласиться с авторами работы [28], что у аустенитно - мартенситных трип-сталей наличие площадки текучести на кривых статического растяжения связано с особенностями проявления механизмов деформации. На наш взгляд, особое внимание заслуживает механизм двойниковая, который отсутствует у технического железа в условиях испытания при комнатной температуре. Наличие развитого процесса двойникования при пластической деформации у трип - сталей роднит их с твип – сталями, у которых аномальная высокая пластичность связана в основном с двойникованием [51, 52]. В связи с этим, любопытно также отметить, что обычно четко выраженная площадка текучести не наблюдается у монокристаллов, однако она появилась на кривой растяжения в монокристалле меди при температуре 4,2К за счет процесса двойникования [44]. Кроме того, при рассмотрении природы появления площадки, нельзя и отбрасывать фактор наличия у стали ВНС9-Ш развитой стадии микротекучести.

Таким, образом, кривая растяжения тонколистовой трип- стали ВНС9-Ш имеет ряд существенных особенностей по сравнению с кривыми растяжения других высокопрочных сталей разного класса. Эти особенности связаны с химическим составом стали, фазовым составом и проявлением трип-эффекта в процессе деформирования. При близких значениях прочностных характеристик аустенитно- мартенситная трип - сталь имеет большое преимущество при использовании в ответственных конструкциях, в основном за счет своей коррозионной стойкости и большей пластичности. Удаление электрополировкой поверхностного слоя с повышенным содержанием мартенсита деформации глубиной до 20 мкм в тонколистовой аустенитно-мартенситной трип - стали ВНС9-Ш не приводит к снижению характеристик механических свойств и изменению вида кривых растяжения. Этот эффект может быть связан с реализацией в процессе деформирования этой стали при комнатной температуре всех трёх механизмов пластической деформации – скольжения, двойникования и мартенситного превращения, а также с наличием на кривых статического растяжения развитой стадии микротекучести (до 1%).

Полученные новые данные об особенностях фазового состава по сечению материала тонколистовой холоднокатаной трип – стали ВНС9-Ш позволяют более обосновано оценивать ее механические свойства и учесть структурные особенности приповерхностного слоя при воздействии на него различных технологических поверхностных обработок и прикладываемых внешних нагрузок (например, эксплуатационных циклически напряжений).

### 3.3. Особенности механического поведения стали ВНС9-Ш в условиях статического растяжения

Выше уже отмечалось, что при оценке механических свойств готового листа из стали ВНС9-Ш по ТУ 14-14126-85 кроме предела прочности  $\sigma_b$  и относительного удлинения  $\delta$  учитывается также уровень условного предела текучести  $\sigma_{0,2}$ . Однако, на кривых статического растяжения образцов из стали ВНС9-Ш, изготовленных из листов

производства завода ОАО «Мечел», который в настоящее время является главным изготовителем этого материала, наблюдается площадка текучести. А по ГОСТ 1497-84, в случае наличия физического предела текучести, именно этот критерий должен характеризовать величину предела текучести. В будущем необходимо внести коррективы в ТУ 14-14126-85 с учетом специфики кривых растяжения листовой стали ВНС9-Ш, изготовленной на ОАО «Мечел».

На рис. 3.14 представлена типичная кривая статического растяжения образца (образец типа I), изготовленного из одной партии листа стали ВНС9-Ш (57% мартенсита и 43% аустенита по данным рентгенофазового анализа).

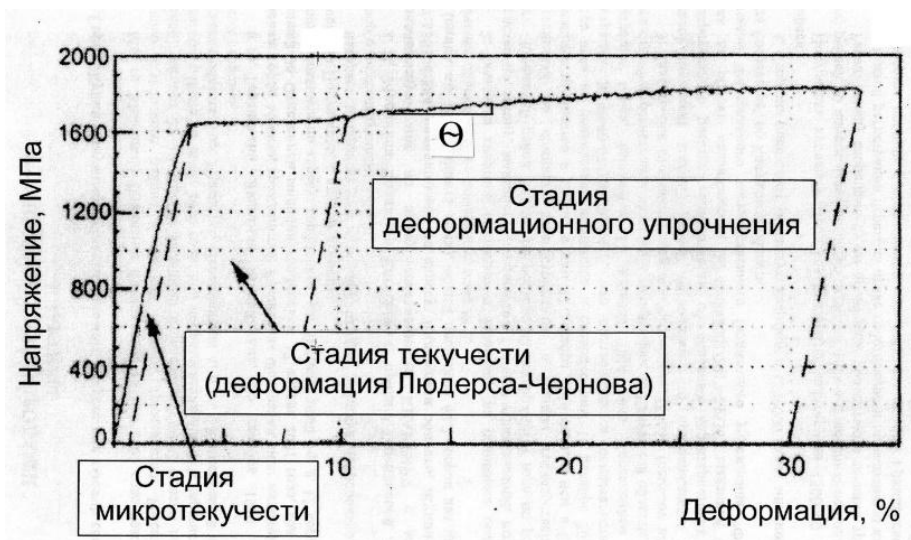


Рис. 3.14. Кривая статического растяжения стали ВНС9-Ш

Сталь ВНС9-Ш имела следующие механические свойства: предел прочности  $\sigma_B = 1837$  МПа, условный предел текучести  $\sigma_{0,2} = 1350$  МПа; физический предел текучести  $\sigma_T = 1650$  МПа, относительное удлинение  $\delta = 30,0\%$ . Сочетание высокой прочности и пластичности у этой стали связано с дополнительным интенсивным фазовым превращением аустенита в мартенсит в процессе испытания на статическое растяжение (проявление «трип-эффекта» [5, 27]). Кривые статического растяжения стали ВНС9-Ш в отличие от кривых растяжения высокопрочных углеродистых сталей или высокомарганцевой твип-стали (рис. 3.6) имеют ряд характерных особенностей.

Во-первых, у трип - стали ВНС9-Ш наблюдается наличие аномально большой стадии микротекучести (деформация до начала возникновения физического предела текучести  $\epsilon_m$ , которая может составлять до 1,0% пластической деформации).

Во-вторых, у нее имеется протяженная на площадке текучести  $\epsilon_T$  (до 8,0%). Это, возможно, объясняется тем, что деформация на площадке текучести у стали ВНС9-Ш связана не только с процессами сдвигообразования и двойникования, но, а также с дополнительным образованием мартенсита деформации [28]. Кроме того, в работе показано [55], что длинные площадки текучести, как правило, у конструкционных сталей наблюдаются в том случае, когда наблюдается пологий подъем кривых растяжения на стадии деформационного упрочнения.



В третьих, у этой стали наблюдается пологая стадия деформационного упрочнения (с низким коэффициентом упрочнения  $\theta$ ), аномально высокая пластичность (за счет большого равномерного удлинения) и зубчатый характер кривой растяжения на этой стадии (эффект Портевена – Ле Шателье). Зубчатый характер пластического течения на стадии деформационного упрочнения связан с повышенной сопротивляемостью материала локализованному течению и релаксацией внутренних пиковых напряжений при образовании мартенсита деформации.

Величина амплитуды зубчатости отражает степень релаксации упругих напряжений как в аустенитной, так и в мартенситной фазе. При этом релаксация напряжений может происходить путем не только образования деформации, но и дополнительного внутреннего двойникования кристаллов мартенсита [94].

Эффект релаксации пиковых напряжений в момент сдвиговой перестройки решетки при фазовом превращении предотвращает преждевременное зарождение макрошейки. Возникает эффект последовательного образования микрошеек. [5, 56]. Деформационные процессы на стадии деформационного упрочнения у этой стали похожи на особенности прохождения фронта Людерса- Чернова на площадке текучести.

В четвертых, на заключительной стадии на кривой статического растяжения не происходит номинального снижения напряжения, связанного с сужением поперечного сечения перед разрушением, а наблюдается интенсивное упрочнение, связанное с образованием мартенсита деформации. Об этом свидетельствует резкая активизация сигналов АЭ на этой стадии деформации [57].

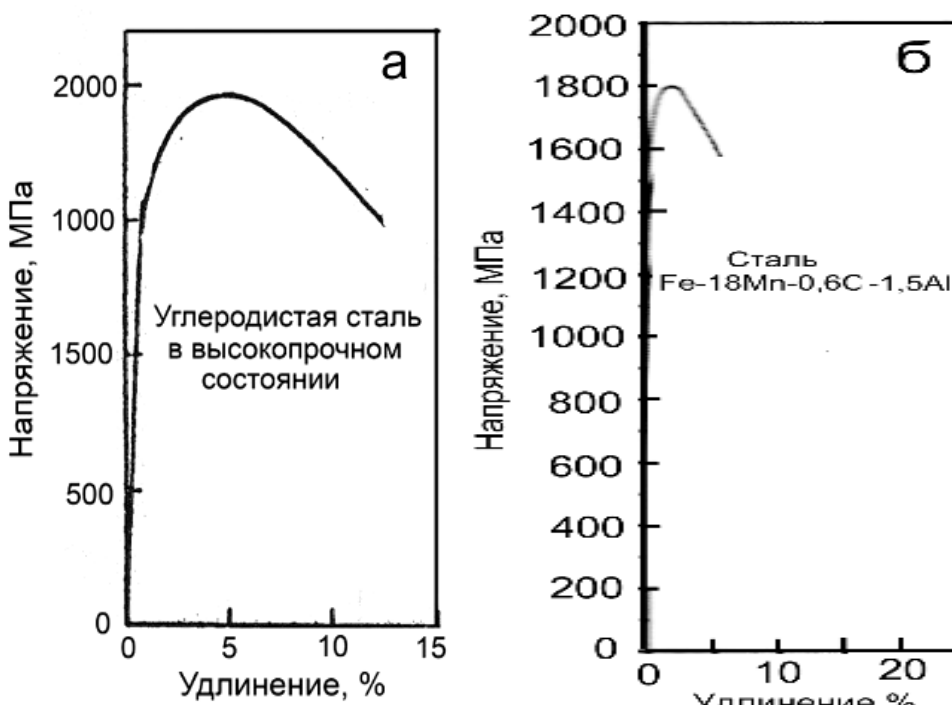


Рис. 3.15. Кривые статического растяжения углеродистой стали (0,45С) [53] (а) и высокомарганцевой твип-стали (Fe-18Mn- 0,6С-1,5 Al) [54] (б).

Интересно сравнить кривую растяжения стали ВНС9-Ш ( $\sigma_B = 1837$  МПа) с кривыми статического растяжения углеродистой стали (0,45С; 0,25Si; 0,79Mn; 0,01P; 0,01S; 0,09Cu;

0,03Ni; 0,16Cr; вес. %) [54] в высокопрочном состоянии (закалка на мартенсит с  $845^{\circ}\text{C}$ , отпуск при  $270^{\circ}\text{C}$ ,  $\sigma_{\text{в}} = 1962 \text{ МПа}$ ,  $\sigma_{0,2} = 1577 \text{ МПа}$ ,  $\delta = 11\%$ ) и высокомарганцевой твип-стали Fe-18Mn - 0,6C-1,5 Al ( $\sigma_{\text{в}} = 1800 \text{ МПа}$ ,  $\sigma_{0,2} = 1520 \text{ МПа}$ ) [55] (рис. 3.15). Видно, что при близких значениях прочностных характеристик этих сталей и со стали ВНС9-Ш, углеродистой стали и высокомарганцевистой стали совершенно другой вид кривой статического растяжения. У этих сталей отсутствует площадка текучести, наблюдается интенсивное деформационное упрочнение (высокий коэффициент деформационного упрочнения  $\Theta$ ) и пластичность в два – три раза меньше, чем у стали ВНС9-Ш. Большая часть удлинения у этих сталей происходит за счет локализации деформации в шейке. Следует отметить, что площадка текучести также отсутствует на кривых растяжения высокопрочных аустенитно - мартенситных сталей с большим содержанием мартенсита деформации (до  $\sim 85\%$ ).

Таким, образом, при близких значениях прочностных характеристик аустенитно-мартенситная трип - сталь имеет большое преимущество при использовании в ответственных конструкциях, в основном за счет своей коррозионной стойкости и большей пластичности.

#### 3.4. Особенности прохождения фронта Людерса – Чернова на кривых растяжения стали ВНС9-Ш

Прохождение фронта Людерса – Чернова на площадке текучести в холоднокатаной стали ВНС9-Ш также имеет свои особенности. Обычно продвижение деформация на площадке текучести происходит под углом  $\alpha \sim 45^{\circ}$  к оси образца в результате массового ориентированного сдвигообразования по одной преимущественной плоскости скольжения (рис. 3.16, а). Однако в отожженной стали 20 после предварительной деформации (на 8%) и старения угол  $\alpha = 90^{\circ}$  и на полированной поверхности образца наблюдаются короткие изогнутые «чешуйки» (рис. 3.16, б) [58]. Авторы связывают такой характер продвижения фронта деформации с тем, что в результате предварительной деформации и старения образуется эллиптичность поперечного сечения.

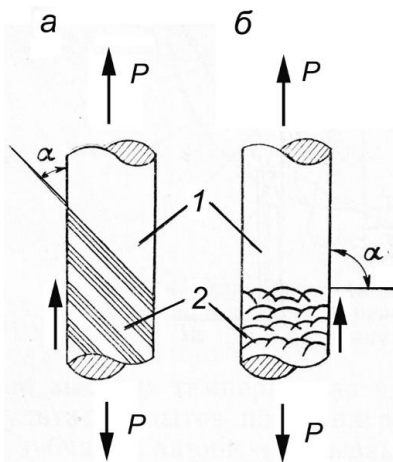


Рис. 3.16. Схематическое изображение фигур Людерса – Чернова: а – в исходном состоянии после отжига; б – после деформационного старения [58]

В случае стали ВНС9-Ш прохождение фронта Людерса-Чернова имеет свои особенности. Из рис. 3.17. *а-в* видно, что, как на площадке текучести, так и на стадии деформационного упрочнения сдвигообразование происходит по двум пересекающимся плоскостям скольжения. Плоскостью скольжения в ГЦК металлах может быть любая из четырех плотноупакованных плоскостей  $\{111\}$ , а направлением скольжения - любое из шести кристаллографических направлений  $(110)$ .

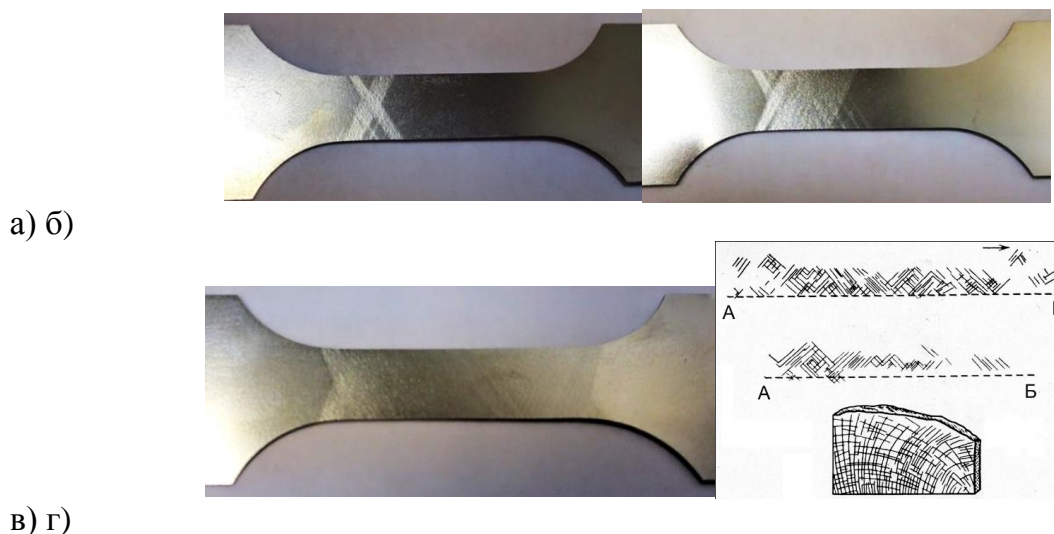


Рис. 3.17. Линии Людерса – Чернова на образцах из стали ВНС9-Ш и в опытах Людерса: а – деформация 1,7%; б – 3,4%; в – 10,75%.; -г-[48].

Такое поведение на площадке текучести может быть связано с тем, что в условиях прерывистого продвижения фронта Людерса –, после очередного шагового продвижения этого фронта происходит интенсивное упрочнение этой пластической зоны (более интенсивное, чем, например, в случае низкоуглеродистой стали за счет проявление трип - эффекта). И для дальнейшего продвижения фронта Людерса – Чернова сначала требуется активация другой системы скольжения. И таким образом, происходит попеременное сдвигообразование в двух пересекающихся системах скольжения. Следует отметить, что впервые сдвигообразование по двум пересекающимся плоскостям скольжения было обнаружено Людерсом [48] (рис. 3.17, *г*), а также наблюдалось и Д.К. Черновым [49].

### 3.5. Исследование изменения фазового состава и кинетики зубчатого пластического течения стали ВНС9-Ш в процессе статического растяжения с использованием метода АЭ

Для понимания механизмов пластической деформации и фазового превращения в стали ВНС9-Ш важно было знать кинетику этих процессов на разных стадиях деформации (от стадии микротекучести до окончательного разрушения). Ранее было показано [57, 59], что для анализа кинетики накопления повреждаемости и образования мартенсита деформации на разных стадиях статического деформирования метастабильных сталей целесообразно использовать метод акустической эмиссии (АЭ).

В настоящем разделе работы с использованием методов рентгенофазового анализа и АЭ исследовали особенности эволюции структурного состояния и кинетики мартенситного превращения в трип – стали при статическом растяжении. Кроме того, задачей исследования было установление механизма локализации деформационных процессов в трип-стали на площадке текучести и стадии деформационного упрочнения, на которой наблюдается зубчатость, связанная с образованием мартенсита деформации.

В качестве материала исследования использовались образцы типа I и II (рис. 2.1, ) из тонколистовой стали ВНС9-Ш с структурой, состоящей из нагартованного аустенита (43%) и мартенсита деформации (57%). Испытания на статическое растяжение осуществляли при деформировании со скоростью  $\dot{\epsilon}=4,2 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  (5 мм/мин). Основные исследования критериев АЭ были проведены на образцах типа I, а более широкие образцы типа II использовались для изучения локализации деформационных процессов на разных стадиях деформирования.

Исследование АЭ в процессе деформации образцов из трип – стали ВНС9-Ш проводилось с использованием акустико-эмиссионной диагностической системы СДС1008 [57, 59] (рис. 2.2, а). Рентгенофазовый анализ образцов из трип – стали ВНС9-Ш проводили на рентгеновском дифрактометре «UltimaIV» фирмы «Ригаку» (Япония) в  $\text{CuK}\alpha$ .

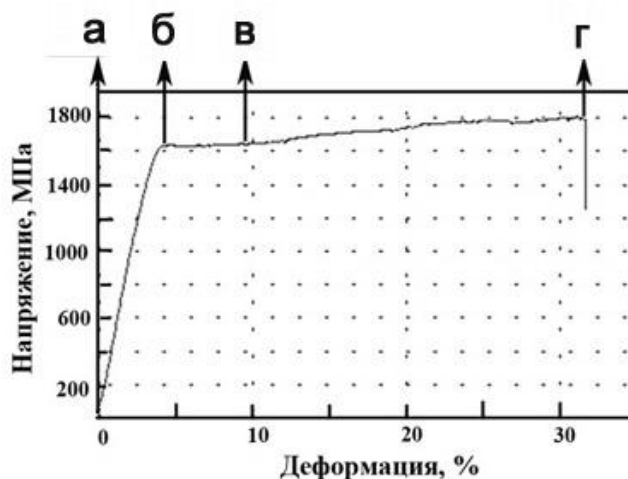


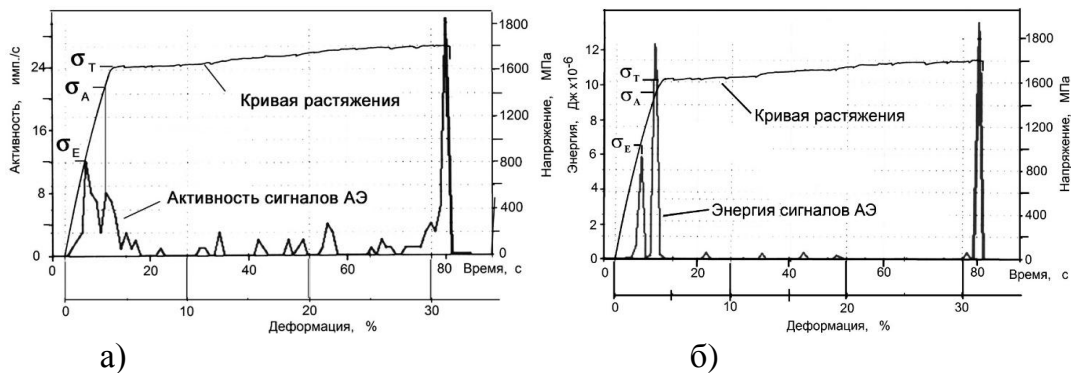
Рис. 3.18. Кривая статического растяжения трип – стали ВНС9-Ш (образец типа I) и кинетика изменения содержания мартенсита на разных стадиях деформации: а – исходное количество мартенсита 57%; б – после стадии микротекучести – 58%; в – после прохождения площадки текучести – 65%; г – после разрушения – 72%.

Были получены следующие механические свойства образцов типа I: предел прочности  $\sigma_B = 1813 \text{ МПа}$ ; условный предел текучести  $\sigma_{0,2} = 1243 \text{ МПа}$ ; физический предел текучести  $\sigma_T = 1650 \text{ МПа}$ , относительное удлинение  $\delta = 27,4\%$ . Деформация на площадке текучести  $\epsilon_T = 8\%$ , а остаточная деформация на стадии микротекучести  $\epsilon_M = 0,7\%$ .

Кривая статического растяжения исследованного материала представлена на рис. 3.18. На кривой статического растяжения исследуемой трип – стали ВНС9 – Ш можно четко выделить три основные стадии: 1 – стадия микротекучести, 2 – стадия текучести (деформация на площадке текучести) и 3 – стадия деформационного упрочнения.

Рентгеноструктурный анализ показал, что до начала образования площадки текучести на стадии микротекучести не происходит добавочного образования мартенсита деформации, а после прохождения площадки текучести количество мартенсита деформации в стали ВНС9-Ш по сравнению с исходным состоянием возрастает на 8 %. После окончательного разрушения - на 16% (рис. 3.18).

На рис. 3.19 приведены данные по изменению активности  $\dot{N}$  и средней энергии импульсов  $E$  АЭ, которые связаны с особенностями микропластической деформации. При этом отмечено, что первые пики активности и энергии сигналов АЭ соответствуют различным уровням напряжения. В работе показано [60], что на стадии микротекучести (вплоть до возникновения зуба текучести) у металлов с физическим пределом текучести наблюдаются характерные напряжения:  $\sigma_E$  и  $\sigma_A$  (по терминологии Н. Брауна [60]). До достижения  $\sigma_E$  не наблюдается заметного изменения дислокационной структуры во внутренних объемах металла, однако происходит движение отдельных дислокаций в приповерхностных слоях металла. Напряжение  $\sigma_E$  иногда называют истинным пределом упругости [60]. По мере возрастания напряжения (от  $\sigma_E$  до  $\sigma_A$ ) начинается движение дислокаций и происходит все более интенсивное их генерирование преимущественно в приповерхностных слоях металла от границ зерен [9, 42]. В интервале напряжений от  $\sigma_A$  до  $\sigma_T$  уже происходит интенсивное размножение дислокаций в приповерхностных и внутренних слоях металла. Возникает остаточная пластическая деформация. Причем, судя по рентгеновским данным процесс деформации приповерхностных зерен протекает практически мгновенно при достижении порогового напряжения  $\sigma_A$  и возможно за счет прохождения фронта Людерса - Чернова в приповерхностных зернах [42, 60, 61].



а)

б)

Рис. 3.19. Изменение активности ( $\dot{N}$ ) (а) и средней энергии импульсов  $E$  АЭ (б) и напряжения деформации при растяжении.

В нашем случае при определении активности сигналов АЭ первый максимум наблюдается при  $\sigma \approx 800$  МПа, а второй при  $\sigma \approx 1500$  МПа (рис. 3.19, а). В тоже время первый максимум энергии сигналов соответствует  $\sigma \approx 1000$  МПа, а второй  $\sigma \approx 1500$  МПа, т.е. при таком же напряжении, как и при определении второго пика активности (рис. 3.18, б). Первые и вторые максимумы активности и энергии сигналов АЭ, предшествующие физическому пределу текучести, хорошо вписываются в основные представления о

стадийности деформации на стадии микротекучести с пороговыми напряжениями  $\sigma_E$  и  $\sigma_A$  [60].

Изменение характеристик АЭ на стадии прохождения площадки текучести (деформация Людерса -Чернова) обусловлено процессами активного размножения дислокаций, движением лавин дислокаций во всём объеме материала и выходом дислокационных скоплений на поверхность и границы зерен [9, 59]. Амплитудные и энергетические параметры АЭ сигналов, обусловленных различными дислокационными механизмами, обычно не превышают 40 дБ. Наличие высокоамплитудных и высокоэнергетичных сигналов АЭ после прохождения площадки текучести свидетельствует о том, что на этой стадии, наряду с дислокационными взаимодействиями, проходят процессы фазового превращения (в нашем случае образования мартенсита деформации). Это соответствует данным рентгеноструктурного анализа, так как при прохождении площадки текучести происходило дополнительное образование мартенсита деформации на 8 % по сравнению с исходным состоянием (рис. 3.18).

Стадия деформационного упрочнения кривой растяжения (рис. 3.14,  $\epsilon = 8 - 28\%$ ) характеризуется относительно низким уровнем акустической эмиссии (рис. 3.20). Первые 10 секунд нагружения ( $\epsilon = 8 - 17\%$ ) средняя энергия АЭ импульсов повышается, а затем, до момента локализации деформации, плавно снижается до уровня фона (рис. 3.20). При этом суммарная энергия непрерывно возрастает, что свидетельствует о дополнительном увеличении количества мартенсита деформации в структуре материала.

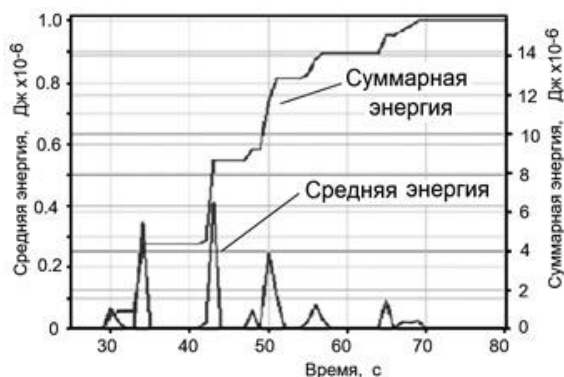


Рис. 3.20. Изменение средней энергии и суммарной импульсов АЭ на стадии деформационного упрочнения образца.

На стадии деформационного упрочнения после пластической деформации  $\sim 23\%$  активность АЭ снижается до уровня фона (рис. 3.18, а). Однако, вскоре (деформация  $\sim 24\%$ ) она начинает возрастать лавинообразно в течение последующих  $\sim 17$  секунд нагружения и достигает максимума в момент разрушения. На гистограммах амплитудного и энергетического распределений разрушению образца наблюдаются сигналы АЭ с максимальной амплитудой 86 дБ и энергией 99 дБ, что значительно превосходит значения этих характеристик после прохождения площадки текучести и на стадии деформационного упрочнения при деформировании до  $\sim 23\%$ .

На кривой статического растяжения трип - стали ВНС9-Ш не наблюдается номинального снижения напряжения на конечных стадиях статического растяжения, связанного с сужением поперечного сечения перед разрушением, однако, вплоть до

разрушения сохраняется зубчатый характер пластического течения (рис. 3.18, а). Можно предположить, что на стадии деформационного упрочнения после деформации  $\sim 23\%$  заканчивается процесс образования многошечности и начинает формироваться основная макрошейка. При этом происходит интенсивная локализация деформации, сопровождающаяся резкой активизацией сигналов АЭ, связанной с дополнительным интенсивным упрочнением, в том числе за счет увеличения количества мартенсита деформации. Эта особенность трип - стали, связанная с способностью к интенсивному деформационному упрочнению за счет образования мартенсита деформации и приводит к тому, что номинальное напряжение пластического течения непрерывно возрастает с увеличением удлинения. К тому же в таком высокопрочном состоянии сужение поперечного сечения минимально.

Одной из основных задач исследования было также установление механизма локализации деформационных процессов в трип-стали на площадке текучести и стадии деформационного упрочнения, течения (рис. 3.14, а). То, что на площадке текучести деформация Людерса – Чернова осуществляется в виде прохождения фронта хорошо известно, однако по кинетике деформации на стадии деформационного упрочнения с наличием зубчатого течения вопрос остается открытым.

С этой целью была задействована программа определения координат источников сигналов АЭ «МАЭСТРО» [62]. Локализация источников АЭ осуществлялась посредством применения двух каналов регистрации АЭ системы, при этом два преобразователя АЭ (D1, D2) устанавливались в области переходов от рабочей части образца типа II к более широким его частям. Расстояние между датчиками составляло 70 мм (рис. 3.20).

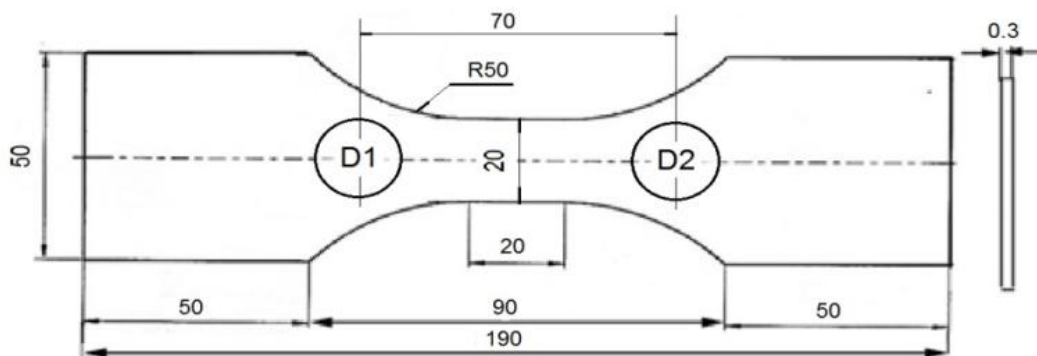


Рис. 3.20. Образец типа II для испытания на статическое растяжение (D1, D2 – места установки преобразователей АЭ).

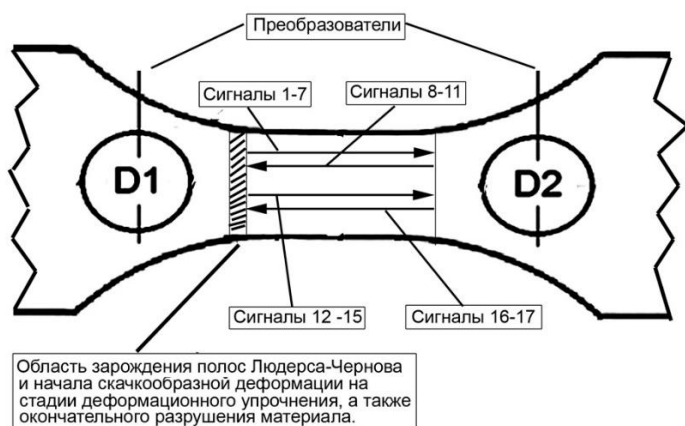


Рис. 3.21. Схема локализации сигналов АЭ в процессе статического растяжения образца из стали ВНС9-Ш на стадии деформационного упрочнения.

Высокая амплитуда и энергия таких сигналов АЭ позволяют аппаратными и программными средствами определить местоположение таких источников и таким образом проследить кинетику распространения полос Людерса-Чернова на площадке текучести и шейкообразование на заключительной стадии деформационного упрочнения. В таблице 3.2 и на рис. 3.21 представлены результаты локации высокоамплитудных сигналов АЭ, зарегистрированных в процессе статического растяжения в диапазоне пластической деформации  $\epsilon = 5 - 33\%$ .

Таблица 3.2.

Таблица координат источников и параметров сигналов АЭ, зарегистрированных в процессе статического растяжения в диапазоне деформации  $\epsilon = 5 - 33\%$ .

Номер	Коорд. 1	Номера АЭ Событий	Время	Локационная амплитуда (дБ)
1	X = 3,05 см	73,74	00:00:26	40,99
2	X = 3,20 см	76,77	00:00:26	45,9
3	X = 3,20 см	78,79	00:00:26	45,68
4	X = 3,80 см	83,84	00:00:27	66,3
5	X = 4,10 см	85,86	00:00:29	56,8
6	X = 3,80 см	88,89	00:00:31	50,01
7	X = 4,25 см	91,92	00:00:31	48,87
8	X = 1,10 см	95,96	00:00:33	59,46
9	X = 3,35 см	98,99	00:00:34	54,58
10	X = 2,60 см	104,105	00:00:39	46,01
11	X = 2,60 см	106,107	00:00:39	42,7
12	X = 3,35 см	108,109	00:00:49	44,12
13	X = 4,10 см	112,113	00:01:04	56,26
14	X = 4,55 см	115,116	00:01:06	43
15	X = 4,85 см	124,125	00:01:26	50,53
16	X = 4,35 см	138,139	00:01:43	47,82
17	X = 3,20 см	140,141	00:01:45	86

На основании приведенных данных можно видеть, что распространение полос Людерса-Чернова на площадке текучести начинается на 26 секунде (АЭ сигнал №1) в рабочей части образца со стороны преобразователя D1 (рис.1) ( $x=3,05$  см) и завершается через пять секунд на противоположной стороне рабочей части АЭ сигналом №7 ( $x=4,25$ ). «Волна» многократного шейкообразования начинается с события №12 на 49 секунде также со стороны преобразователя D1 ( $x=3,35$  см) и достигает противоположной стороны рабочей части образца ( $x=4,85$  см) на 86 секунде (сигнал №15). Разрушение образца происходит в той области рабочей части ( $x=3,20$  см), вблизи которой инициировались и деформация Людерса-Чернова и первичное шейкообразование и сопровождается АЭ амплитудой 86 дБ (сигнал АЭ №17).

Таким образом, с использованием методики локализации сигналов АЭ показано, что образование «микрощеек» на стадии деформационного упрочнения, связанное образованием мартенсита деформации и проявления трип-эффекта, происходит в виде



продвижения фронта, также, как и в случае продвижения линий Людерса-Чернова. Причем зарождение фронта Людерса-Чернова, начала образования мартенсита деформации на стадии деформационного упрочнения и окончательного разрушения происходит в одном и том же месте рабочей части образца в области перехода от широкой части образца к рабочему сечению.

### 3.6. Выводы по главе

1. Получены новые экспериментальные данные об особенностях распределения фазового состава тонколистовой (толщиной 0,3 мм) холоднокатаной аустенитно-мартенситной три-стали ВНС9-Ш по сечению материала. С использованием метода асимметричной съемки с параллельным пучком рентгеновских лучей было показано, что в поверхностном слое тонколистовой холоднокатаной трип – стали ВНС9-Ш толщиной ~ 1 мкм наблюдается чисто мартенситная структура (размерный эффект). Стандартный рентгенофазовый анализ показывает в поверхностном слое примерно одинаковое содержание наклепанного аустенита и мартенсита деформации. Количество мартенсита деформации на глубине от поверхности 10 – 20 мкм более чем на 50% меньше, чем на поверхности. Этот материал, по сути дела, является естественным градиентным композитом с более прочным приповерхностным слоем.

2. Показано, что вид кривых статического растяжения высокопрочной тонколистовой стали ВНС9 – Ш значительно отличается от вида кривых растяжения других высокопрочных сталей, у которых при равном со сталью ВНС9 – Ш пределе прочности пластичность в 2 – 3 раза ниже. Кроме того, у трип-стали наблюдается развитая площадка текучести и на стадии деформационного упрочнения с низким коэффициентом упрочнения присутствует эффект Портевена – Ле Шателье, связанный с протеканием фазового превращения аустенита в мартенсит деформации (трип- эффект).

3. Обнаружен эффект стабильности уровня механических свойств стали ВНС9 – Ш после удаления приповерхностного слоя глубиной до 20 мкм, который может быть связан с реализацией в процессе деформирования этой стали при комнатной температуре всех трёх бездиффузионных механизмов пластической деформации: скольжения, двойникования и мартенситного превращения, а также с наличием на кривых статического растяжения развитой стадии микротекучести (до 1%).

4. Показано, что комплексное использование параметров АЭ позволило проследить в процессе статического растяжения аустенитно - мартенситной трип - стали ВНС9-Ш на различных стадиях деформации (стадии микротекучести, текучести, деформационного упрочнения) кинетику протекания структурных процессов и интенсивность образования мартенсита деформации. На стадии микротекучести определены пороговые напряжения  $\sigma_E$  и  $\sigma_A$ , связанные с началом движения дислокаций, их взаимодействием и размножением. Дополнительное образование мартенсита деформации в стали ВНС9-Ш наблюдается после прохождения площадки текучести и более интенсивно на стадии деформационного упрочнения. С использованием методики локализации сигналов АЭ показано, что последовательное образование «микрощеек» на стадии деформационного упрочнения, связанное образованием мартенсита деформации и проявлением трип-эффекта, происходит в виде продвижения фронта, также как и в случае продвижения линий Людерса-Чернова.

## ГЛАВА 4 ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ ФАКТОРОВ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПРИ СТАТИЧЕСКОМ РАСТЯЖЕНИИ СТАЛИ ВНС9-Ш

В этой главе рассмотрено влияние скорости деформации и температуры отпуска на закономерности изменения механических свойств при статическом растяжении тонколистовой стали ВНС9-Ш с учетом проявления трип - эффекта.

### 4.1. Механические свойства и проявление трип – эффекта в аустенитно – мартенситной стали ВНС9-Ш при разных скоростях деформации

Свойства метастабильных аустенитных и аустенитно-мартенситных сталей в условиях деформирования зависят от многих факторов в том числе: химического состава, температуры, скорости деформации, степени деформации и размера зерна аустенитной фазы [4-5, 63-65]. Скорость деформации – это один из ключевых параметров необходимых для оценки механических свойств конструкционных металлических материалов, например, в автомобилестроении и авиастроении, поскольку, в условиях эксплуатации конструкций, возникают различные, в том числе, достаточно высокие скорости нагружения.

Существуют противоречивые данные о влиянии скорости деформации на механические свойства конструкционных сталей [66-72, 95, 96]. Общая тенденция, свойственная сравнительно пластичным металлам и сплавам, состоит в повышении их сопротивления деформированию при комнатной температуре с увеличением скорости деформирования и снижению пластических характеристик.

Чем выше эта скорость, тем выше предел текучести и временное сопротивление разрушению [66, 67]. Так, в работе [69], проведенной на аустенитной стали AISI 304, было показано, что, с увеличением скорости деформации в интервале  $0,1 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$  -  $1 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$  значения прочностных характеристик возрастают.

В случае метастабильных высоколегированных трип – сталей, нужно учитывать тот факт, что в процессе холодной пластической деформации у них происходит интенсивное образование мартенсита деформации (трип-эффект) и поэтому поведение этих сталей с увеличением скорости деформации должно отличаться от закономерностей, наблюдаемых у обычных аустенитных сталей. Так в работах [70 - 72] было показано, что увеличение скорости деформирования приводит к подавлению мартенситного превращения в ряде метастабильных аустенитных сталей.

В настоящее время в технической литературе имеется очень мало сведений о влиянии скорости деформации на механические свойства метастабильных аустенитных нержавеющей сталей и аустенитно-мартенситных трип-сталей. Поэтому в настоящей главе исследовано изменение механических свойств и проявление трип – эффекта в холоднодеформированной тонколистовой трип – стали ВНС9-Ш (23Х15Н5АМ3-Ш) в процессе статического растяжения при различных скоростях деформации [73 - 75].

Материалом исследования являлась холоднокатаная аустенитно – мартенситная трип - сталь ВНС9 – Ш. Было исследовано три серии образцов: серия 1 и серия 2, образцы изготовленные из листов ОАО «Мечел» толщиной 0,3 мм; серия 3 – образцы, вырезанные из листа толщиной 0,35 мм, производства ФГУП «ВИАМ». Скорость деформации  $\dot{\epsilon}$  изменяли в интервале от  $4,1 \cdot 10^{-5}$  до  $25 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  (0,05 – 30 мм/мин). Для испытаний

использовали плоские образцы типа I (рис. 2.2). Фазовый состав приповерхностных слоев образцов определялся рентгеноструктурным анализом.

По данным рентгеноструктурного анализа в образцах серии 1 было 47% мартенсита деформации (соответственно 53% аустенита), серии 2 – 51% мартенсита, а в серии 3 – 100% (по магнитным измерениям ~ 85%) мартенсита деформации. При всех исследованных скоростях деформации на кривых статического растяжения образцов серий 1 и 2 наблюдался физический предел текучести  $\sigma_T$ , а на образцах серии 3 он отсутствовал. В этом случае определялся условный предел текучести  $\sigma_{0,2}$ .

На рис. 4.1, для примера, приведены кривые статического растяжения образцов серии 1, полученные при разной скорости деформации (у образцов серии 2 наблюдаются похожие кривые растяжения). Видно, что при сильно различающихся скоростях деформации на обеих кривых статического растяжения наблюдается зуб текучести и площадка текучести (рис. 4.1, а, б)

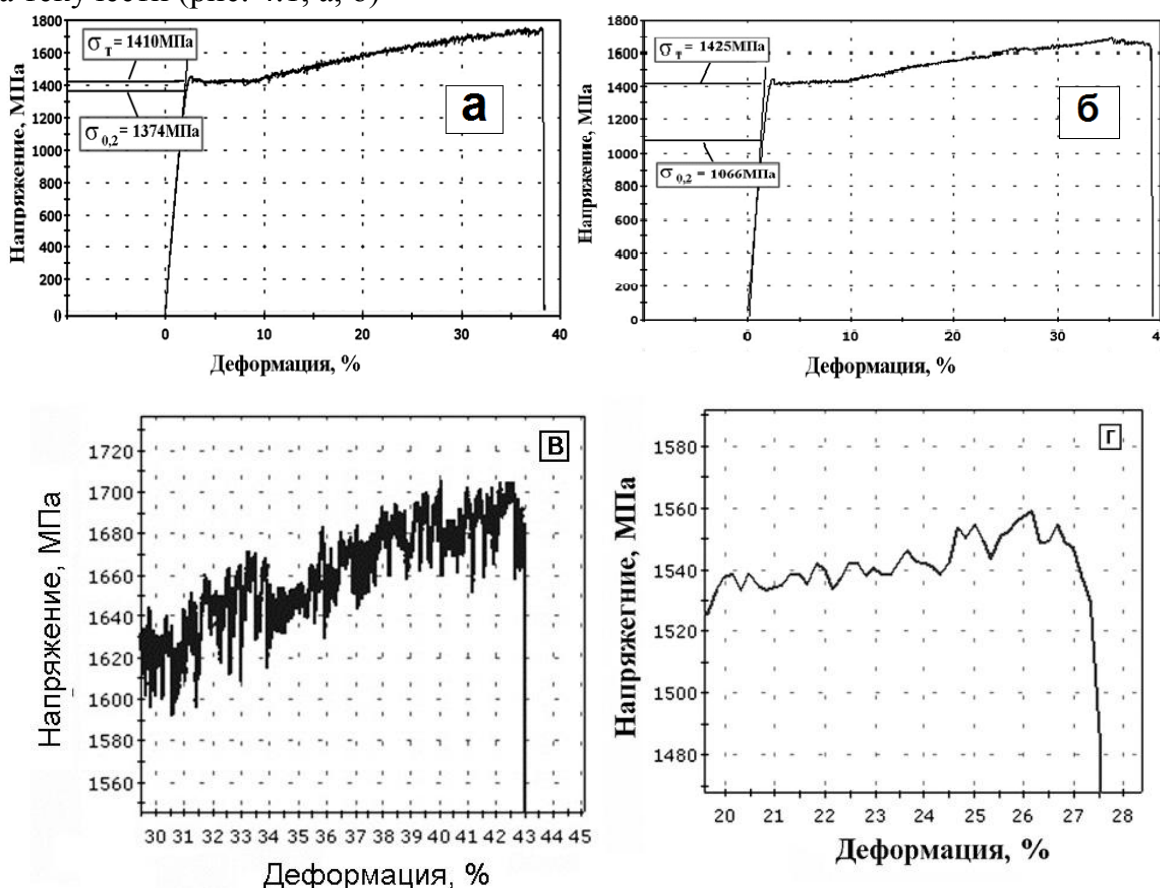


Рис. 4.1. Кривые статического растяжения стали ВНС9-Ш серии 1: а, в - скорость  $2,5 \cdot 10^{-4} \text{ c}^{-1}$  (0,1 мм/мин); б, г -  $3,3 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$  (4,0 мм/мин).

Анализ деформационных кривых также показал, что при небольшой скорости деформации ( $2,5 \cdot 10^{-4} \text{ c}^{-1}$ ) различие между физическим пределом текучести  $\sigma_T$  и условным пределом текучести  $\sigma_{0,2}$  составляет всего 35 МПа, при высокой скорости ( $3,3 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ ) это различие в десять раз больше (360 МПа) (рис. 4.1). Такое существенное различие в значениях этих характеристик связано с тем, что в случае низкой скорости деформация на стадии микротекучести у этой стали незначительна, а в случае высокой скорости может

достигать 1%. Интересно, что у чистого титана стадия циклической микротекучести наблюдается в малоцикловой области деформирования при частотах нагружения 0,01 – 25 Гц и не выявляется при очень низкой частоте нагружения 0,001 Гц [76].

Отдельно представлены участки кривых растяжения на заключительных стадиях деформирования (рис. 4.1, в, г. Отличительной особенностью кривой растяжения при низкой скорости деформирования 0,1 мм / мин является то, что на стадии деформационного упрочнения наблюдается интенсивная высокоамплитудная зубчатость (рис. 4.1, а, в), которая у этого класса сталей однозначно связывается с проявлением трип – эффекта, то есть интенсивным образованием мартенсита деформации [4, 5, 56, 73]. При высокой скорости деформации 20 мм / мин (рис. 4.1, б, г) также наблюдается зубчатое пластическое течение, но со значительно меньшей амплитудой скачков напряжения.

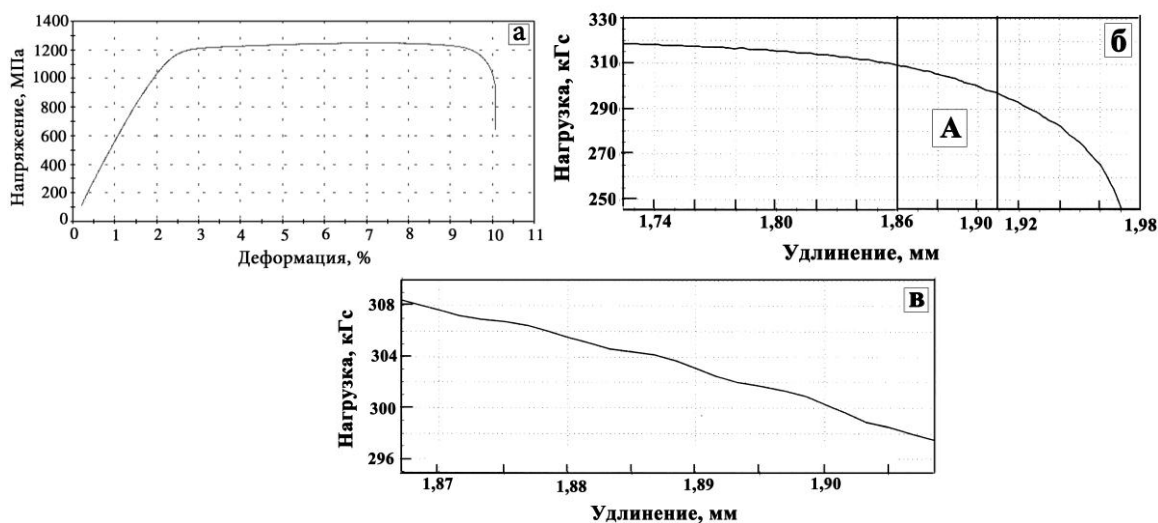


Рис. 4.2. Кривая растяжения трип – стали ВНС9-Ш при скорости деформирования  $8,3 \cdot 10^{-5} \text{с}^{-1}$ : а – общий вид кривой растяжения; б, в – детали кривой растяжения на стадии долома в области А.

У образцов серии 3 на кривых растяжения не наблюдается площадка текучести и на стадии деформационного упрочения отсутствует ярко выраженная скачкообразная деформация, характерная для трип - стали с приблизительно одинаковым содержанием мартенсита и аустенита (рис. 4.2). Однако, некоторые признаки нестабильности пластического течения все же наблюдаются, особенно на стадии спадающей ветви кривой растяжения (рис. 4.2, б, в). Волнистость кривой растяжения свидетельствует о некоторой фазовой нестабильности материала и частичного проявления трип – эффекта

Данные по фазовому составу стали после статического растяжения при разных скоростях деформирования, приведенные на рис. 4.3, показывают, что количество аустенита в структуре стали ВНС9-Ш образцов серии 2 уменьшается с увеличением скорости деформирования. Это свидетельствует о том, что до скорости деформирования 10 мм/мин в процессе статического растяжения происходит довольно интенсивное мартенситное превращение.

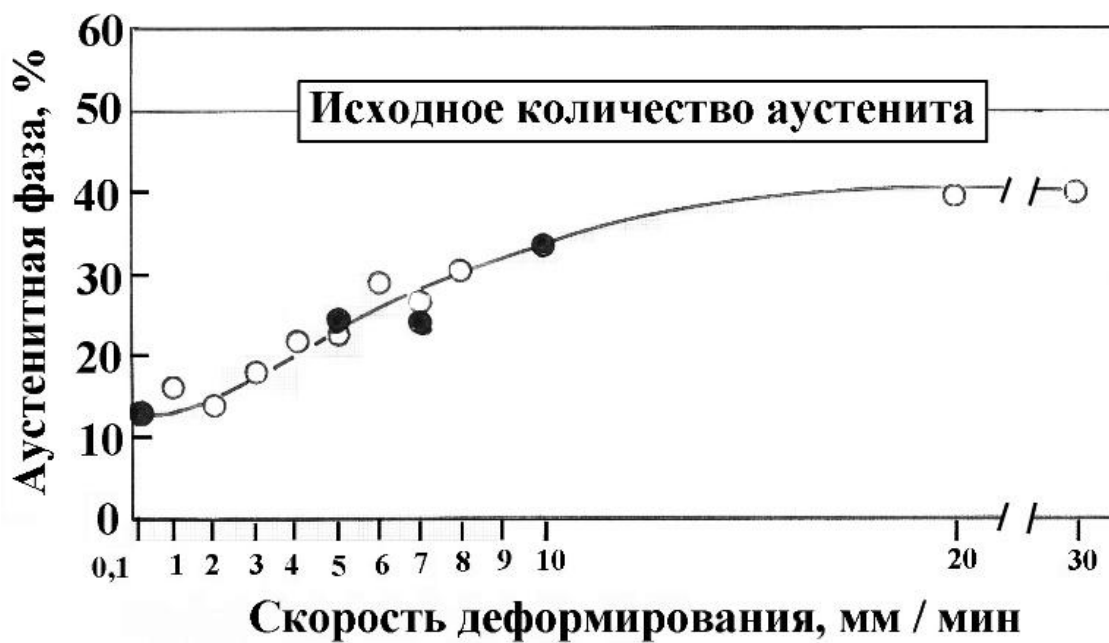


Рис. 4.3. Влияние скорости деформирования при статическом растяжении на количество аустенита в стали ВНС9-Ш серии 2: светлые кружочки, результаты, полученные на аппарате «SIMADZU» XRD-6000, а черные – Rigaku.

Экспериментальные данные по влиянию скорости деформации на механические свойства стали ВНС9 – Ш, исследованных серий образцов, представлены на рис. 4.4 - 4.6. Из представленных данных можно сделать вывод, что для образцов серий 1 и 2 (рис. 4.4 и 4.5), у которых в структуре содержание мартенсита деформации не превышает 51%, повышенные характеристики механических свойств наблюдаются при низких скоростях деформации в интервале от  $4,1 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$  (0,05 мм/мин) до  $3,3 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  (4 мм/мин). Именно в этом интервале скоростей деформации на кривых растяжения наблюдается интенсивное проявление зубчатого течения (рис. 4.1, в, г) связанного с проявлением трип - эффекта (дополнительного образования мартенсита деформации и увеличения равномерного удлинения).

Максимальные значения предела прочности  $\sigma_b$  у образцов серии 1 ( $\sim 1800$  МПа) наблюдаются в интервале скоростей деформирования от  $4,1 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$  до  $8,3 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$  (от 0,05 мм/мм до 0,1 мм/мин), а затем происходит непрерывное снижение уровня значений  $\sigma_b$  до  $\sim 1520$  МПа при скорости деформации  $17 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  (20 мм/мин) (рис. 4.3, а). Таким образом, при низких скоростях деформации за счет наиболее интенсивного проявления трип – эффекта наблюдаются максимальные прочностные характеристики и высокая пластичность. При этом, судя по виду кривой статического растяжения (рис. 4.1, в, г), вплоть до скорости деформации 20 мм/мин, в материале происходит процесс дополнительного образования мартенсита деформации. Довольно неожиданным является то, что изменение скорости деформации в интервале от  $4,1 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$  (0,05 мм/мин) до  $8,3 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  (10 мм/мин) практически не влияет на значения физического предела текучести  $\sigma_T$  равного  $\sim 1440$  МПа (рис. 4.4, б). И лишь затем при скорости  $17 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  (20 мм/мин)  $\sigma_T$  несколько снизился до уровня  $\sim 1360$  МПа.

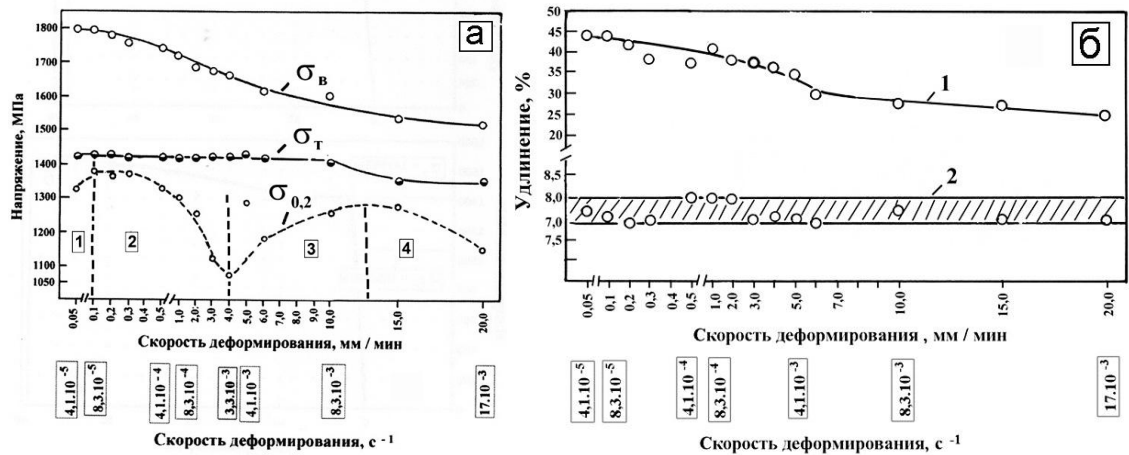


Рис.4.4. Влияние скорости деформирования на механические свойства образцов серии 1 стали ВНС9-III: а – прочностные характеристики; б – относительное удлинение  $\delta$  (1) и длина площадки текучести  $\epsilon_T$  (2).

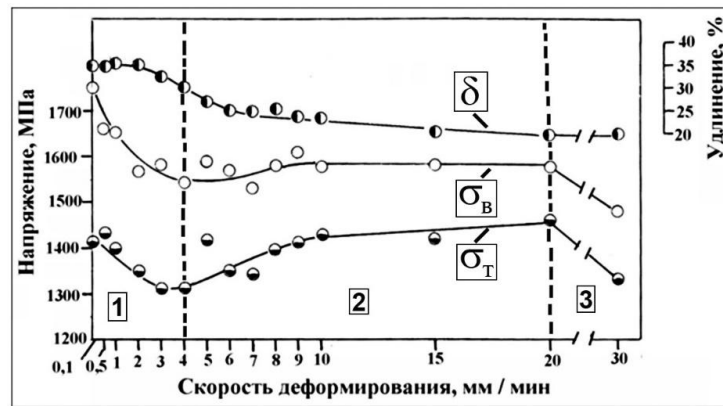


Рис. 4.5. Изменение механических свойств на образцах серии 2 стали ВНС9-III в зависимости от скорости деформации.

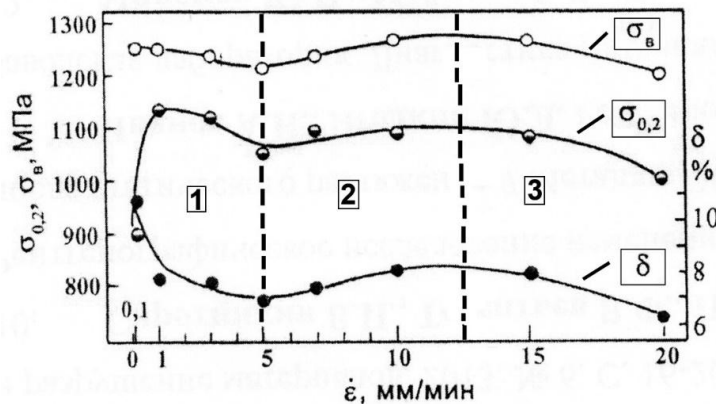


Рис. 4.6. Влияние скорости деформирования на изменение механических свойств стали ВНС9 –III серии 3.

В отличие от значений  $\sigma_T$ , скоростная зависимость условного предела текучести  $\sigma_{0,2}$  имеет сложный характер (рис. 4.4, а). Поскольку приемка листов из стали ВНС9-III по

ТУ14-1-4126-86 предполагает оценивать значения предела текучести по  $\sigma_{0,2}$ , то целесообразно более детально остановиться на анализе этой зависимости.

Эту зависимость можно разделить на 4 области скоростей деформации. В области 1 значения  $\sigma_{0,2}$  возрастают с  $\sim 1325$  МПа (при скорости 0,05 мм/мин) до  $\sim 1370$  МПа (0,1 мм/мин). В области 2 наблюдается снижение уровня значений  $\sigma_{0,2}$  вплоть до скорости деформации 4,0 мм/мин ( $\sigma_{0,2} \sim 1070$  МПа), что можно объяснить уменьшением влияния трип - эффекта на уровень  $\sigma_{0,2}$ . В то же время значение физического предела текучести остается равным 1440 МПа при всех исследованных скоростях деформации. В этой связи интересно сравнить начальные участки кривых растяжения, полученные при скоростях деформации 0,1 мм/мин и 4,0 мм/мин (рис. 4.7). Видно, что при одинаковых значениях  $\sigma_T$  предел пропорциональности  $\sigma_{пц}$  при скорости 4,0 мм/мин на 400 МПа ниже за счет более развитой деформации микротекучести (пластической деформации до зуба текучести). Поэтому и происходит такое снижение  $\sigma_{0,2}$  при скорости деформации 4,0 мм/мин.

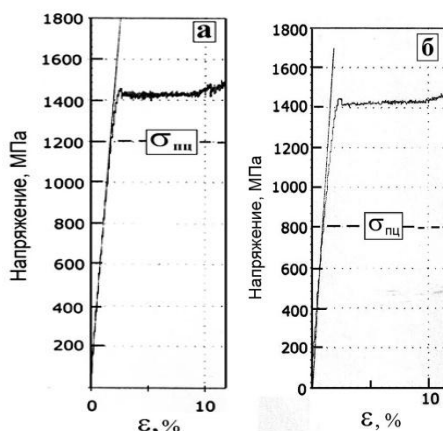


Рис. 4.7. Начальные участки кривых растяжения стали ВНС9-Ш образцов серии 1: а – скорость деформации 0,1 мм/мин; б – 4 мм/мин.

В области 3 наблюдается повышение уровня значений  $\sigma_{0,2}$  вплоть до скорости деформации  $\sim 13$  мм/мин ( $\sigma_{0,2} \sim 1280$  МПа). Возможно, здесь мы наблюдаем закономерность изменения предела текучести в зависимости от скорости деформации характерную для обычных аустенитных сталей: с ростом скорости деформации предел текучести возрастет. И наконец, в области 4 мы вновь видим падение значений предела текучести до  $\sim 1160$  МПа. Снижение предела текучести в этой области скоростей деформации может быть связано с обратным частичным превращением мартенсита деформации в аустенит. В работе [70] на образцах из метастабильной аустенитной нержавеющей стали 301 было показано, что при такой большой скорости деформации происходит интенсивный разогрев материала, приводящий к обратному превращению мартенсита в аустенит. Уменьшение содержания мартенсита деформации с увеличением скорости деформации многие авторы связывают с локальным разогревом образцов.

Такое сильное различие между скоростными зависимостями  $\sigma_{0,2}$  и  $\sigma_T$  в тонколистовой стали ВНС9-Ш связано с особенностями формирования области микротекучести в этой метастабильной стали [9, 41, 60, 78], в случае, если у материала наблюдается физический предел текучести. И этот вопрос требует постановки специальных экспериментов.

Согласно ТУ14-1-4126-86 предел текучести листовой стали ВНС9-Ш необходимо определять по значению  $\sigma_{0,2}$ . Однако в том случае, если у материала присутствует физический предел текучести, то нужно учитывать именно значение  $\sigma_T$ , а не  $\sigma_{0,2}$ . Поэтому в ТУ14-1-4126-86 необходимо внести это уточнение.

На рис. 4.4, б представлена скоростная зависимость изменения относительного удлинения  $\delta$  и длины площадки текучести  $\xi_T$  образцов серии 1 из стали ВНС9 – Ш. Удлинение непрерывно снижается от уровня  $\sim 44\%$  при скорости  $4,1 \cdot 10^{-5} \text{c}^{-1}$  (0,05 мм/мин) до  $\sim 25\%$  - при  $17 \cdot 10^{-3} \text{c}^{-1}$  (20 мм/мин). Снижение пластичности с ростом скорости деформации можно связать, как с деформационным упрочнением материала, так и с меньшим проявлением трип – эффекта. Удлинение на площадке текучести  $\xi_T$ , также как и уровень  $\sigma_T$ , практически не зависят от скорости деформации в исследованном диапазоне скоростей деформации и находится в интервале значений 7 – 8% (рис. 4.4, б, заштрихованная область).

На рис. 4.5 приведены экспериментальные данные по изменению механических свойств образцов серии 2 в интервале скоростей деформирования от 0,1 мм/мин до 30 мм/мин. Максимальные прочностные и пластические свойства ( $\sigma_T$ ,  $\sigma_B$  и  $\delta$ ) у образцов серии 2 наблюдаются при минимальной скорости деформации 0,1 мм/мин, что, безусловно, связано с проявлением трип – эффекта. Скоростную зависимость механических свойств образцов этой серии можно разделить на 3 области. Область 1 в интервале скоростей деформации от 0,1 мм/мин до 4,0 мм/мин, где наблюдается снижение механических свойств, по – видимому, из – за уменьшения интенсивности влияния трип-эффекта. Область 2 (интервал скоростей от 4,0 мм/мин до 20 мм/мин), где наблюдается повышение механических характеристик ( $\sigma_T$  и  $\sigma_B$ ), в основном за счет повышения плотности дислокаций в аустенитной фазе и образования мартенсита деформации, хотя с меньшей интенсивностью, чем в области 1. При этом не исключено, что и в этой области скоростей деформации в незначительной степени присутствует трип-эффект. И наконец, в области 3 (интервал скоростей от 20 мм/мин до 30 мм/мин) наблюдается резкое снижение прочностных характеристик из-за возможного обратного фазового превращения мартенсита в аустенит [77]. Некоторое различие по влиянию скорости деформирования на механические свойства образцов серий 1 и 2 возможно связаны с тем, что в исходном материале образцов серии 2 содержится несколько большее количество мартенсита деформации.

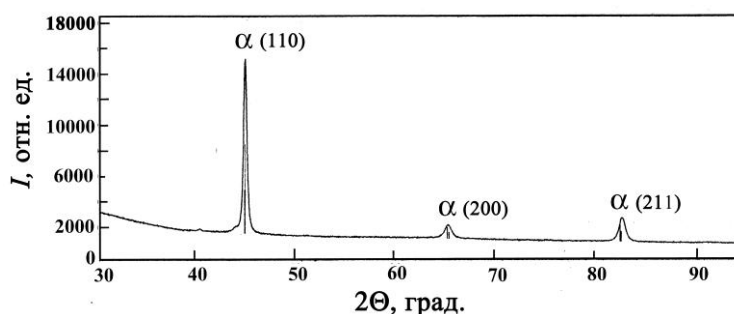


Рис.4.8. Рентгенограмма исходного состояния трип – стали ВНС9-Ш ( $\text{CuK}_\alpha$ , серии 3).

На рис. 4.6 представлены экспериментальные данные по влиянию скорости деформации на изменение механических свойств стали ВНС9 – Ш серии 3, у которой



рентгеноструктурный анализ поверхности фиксирует 100% мартенсита деформации (рис. 4.8).

Скоростную зависимость механических свойств этого материала можно разделить на три области. Судя по снижению всех механических характеристик в интервале скоростей 1 мм/мин - 5 мм/мин в области 1, в этой области наблюдается незначительное проявление трип - эффекта. Дело в том, что исследования магнитности этого материала показывают, что в объеме содержится ~ 11% аустенита. Максимальная пластичность соответствует минимальной скорости деформирования  $8,3 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$  (0,1 мм/мин) и составляет 11%, что не позволяет использовать этот материал в ответственных конструкциях по ТУ14-1-4126-86. Условный предел текучести  $\sigma_{0,2}$  достигает максимума при скорости 1 мм/мин и составляет 1145 МПа. В области 2, после достижения некоторого минимума механических свойств при скорости деформации 5 мм/мин, наблюдается повышение уровня механических характеристик, по-видимому, связанное в основном с деформационным упрочнением внутренних слоев материала, имеющих смешанную аустенитно-мартенситную структуру. Правда, не совсем понятно увеличение пластичности в этой области. В области 3 происходит снижение всех механических характеристик, по-видимому, связанное с обратным превращением мартенсита в аустенит [75].

Обобщая полученные экспериментальные данные по скоростной зависимости механических свойств тонколистовой стали ВНС9-Ш с разным содержанием мартенсита в приповерхностных слоях, можно сказать следующее.

Показано, что максимальные значения предела прочности ( $\sim 1800$  МПа) трип - стали ВНС9 – Ш (с примерно одинаковым содержанием обеих фаз) наблюдаются в интервале скоростей деформирования от  $4,1 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$  до  $8,3 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$  (от 0,05 мм/мин до 0,1 мм/мин), что отличает поведение этой стали от закономерностей скоростной зависимости механических свойства обычных аустенитных сталей. Затем с ростом скорости деформации до  $25 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  (30 мм/мин) происходит непрерывное снижение уровня значений предела прочности до  $\sim 1520$  МПа; в основном такое же поведение наблюдается при изучении скоростной зависимости изменения предела текучести и относительного удлинения стали ВНС9 – Ш, хотя в случае одной из партий этой стали значения физического предел текучести практически не изменялись во всем исследованном интервале скоростей деформации.

Исследования механических свойств образцов из аустенитно - мартенситной стали ВНС9 – Ш с 100% содержанием мартенсита в поверхностном слое и 80-85% мартенсита в объеме при скоростях статического растяжения в интервале от  $8,3 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$  (0,1 мм/мин) до  $17 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  (20 мм/мин), хотя и показало, что при низких скоростях деформирования наблюдается некоторое проявление трип – эффекта, однако уровень механических свойств у этой стали значительно ниже, чем у материала, имеющего структуру при примерно равном содержании мартенсита и аустенита.

Особенности скоростной зависимости механических свойств стали ВНС9 – Ш при статическом растяжении в исследованном диапазоне скоростей деформации можно однозначно объяснить проявлением трип – эффекта (образованием мартенсита деформации). Интенсивное влияние трип-эффекта наблюдается до скорости деформации 4 – 5 мм/мин.

## 4.2. Влияние температуры отпуска на механические свойства тонколистовой аустенитно – мартенситной стали ВНС9-Ш

Известно, что отпуск высокопрочных сталей используется чаще всего для улучшения комплекса механических свойств за счет снятия внутренних напряжений, повышения пластичности и ряда других структурных изменений. При этом важно также знать, как изменяется структура и фазовый состав и механические свойства аустенитно – мартенситных коррозионно – стойких сталей в зависимости от температуры отпуска [6, 63-65, 79, 80]. Закономерности этих изменений в основном определяются химическим составом и исходным структурным состоянием сталей.

Так, в работе [64] отмечается, что в коррозионно-стойких аустенитно-мартенситных сталях при низких температурах отпуска (200 – 350<sup>0</sup>С), как правило, заканчиваются процессы выделения из  $\alpha$  - и  $\gamma$  – твердого раствора атомов С или N и уменьшение количества дефектов кристаллической решетки. В температурном интервале 400- 530<sup>0</sup>С происходят процессы выделения карбидных или карбонитридных фаз и значительное перераспределение в  $\alpha$  - и  $\gamma$  – твердом растворе атомов замещения [64]. В аустенитно – мартенситной стали ВНС-65 (0,13%С; 14,5Cr; 4,5Ni; 2,5Mo; 0,08N;  $\leq$ 0,7Si;  $\leq$ 0,7Mn; вс.%) высокий комплекс механических свойств достигался после закалки, обработки холодом и отпуска при 200<sup>0</sup>С до 375<sup>0</sup>С. Повышение температуры отпуска от 200<sup>0</sup>С 375<sup>0</sup>С приводит к значительному повышению предела прочности и текучести стали [63]. В работе [80] показано, что температура и длительность отпуска оказывают существенное влияние на механические свойства азотсодержащей аустенитно – мартенситной стали 08X14АН4МДБ. Закалка, обработка холодом и последующий отпуск при 500<sup>0</sup>С обеспечивают у этой стали повышенные характеристики механических свойств. В работе [6] показано, что у листовой аустенитно - мартенситной трип - стали ВНС9-Ш наблюдается сложная зависимость предела прочности от степени предварительной деформации и температуры отпуска.

Целью настоящего раздела работы являлось изучение влияния температуры отпуска на механические свойства и фазовые превращения в аустенитно – мартенситной тонколистовой трип – стали ВНС9-Ш [73, 74].

Были изучены две серии образцов из стали ВНС9-Ш: серия 1 с содержанием 57% мартенсита и 43% аустенита и серия 2 – 61% мартенсита и 39 % аустенита. Обе серии образцов были изготовлены из листа ОАО «Мечел» по ТУ14-1-4126-86. Испытания на статическое растяжение плоских образцов типа I (рис. 2.2.) после различных температур отпуска проводили при комнатной температуре со скоростью от  $\dot{\epsilon} = 8,3 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$  (1 мм/мин). Вакуумный отпуск образцов партии 1 в интервале температур 125<sup>0</sup>С – 620<sup>0</sup>С проводили в течение 2 ч. на установке MonoThermНК.446.VC. 10gr (ALD, ФРГ), а образцов серии 2 в интервале температур 400<sup>0</sup>С - 700<sup>0</sup>С в вакууме 10<sup>-5</sup> рт. ст. также в течение 2 ч на установке СШВЭ – 12.5/2.5-И2. У части образцов серии 2 отпуск проводили в течение 0,5 ч.

В исходном состоянии образцы серии 1 имели следующие механические свойства:  $\sigma_B = 1845 \text{ МПа}$ ,  $\sigma_{0,2} = 1300 \text{ МПа}$ ; физический предел текучести  $\sigma_T = 1650 \text{ МПа}$ ,  $\delta = 27,4\%$ ; серии 2 -  $\sigma_B = 1800 \text{ МПа}$ ,  $\sigma_{0,2} = 1420 \text{ МПа}$ ; физический предел текучести  $\sigma_T = 1700 \text{ МПа}$ ,  $\delta = 28$ .

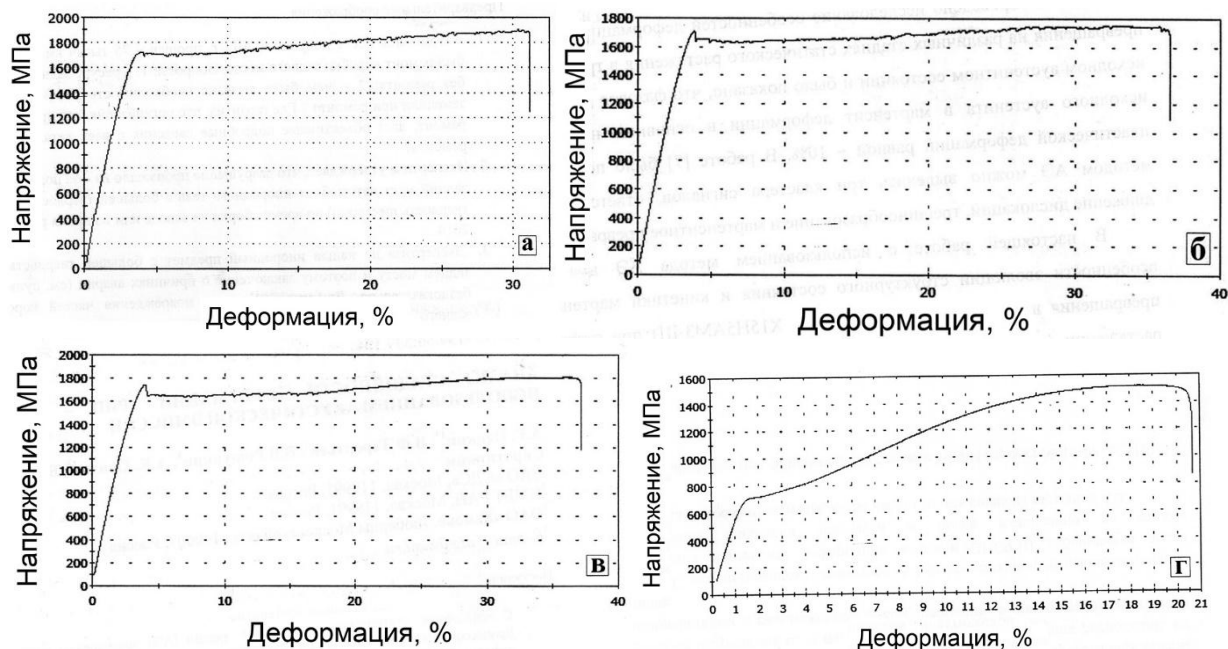


Рис. 4.9. Изменение вида кривой усталости образцов серии 1 в зависимости от температуры отпуска в образцах из трип - стали ВНС9-Ш: а – без отпуска; б – отпуска при 200<sup>0</sup>С; в – 450<sup>0</sup>С; г - 600<sup>0</sup>С.

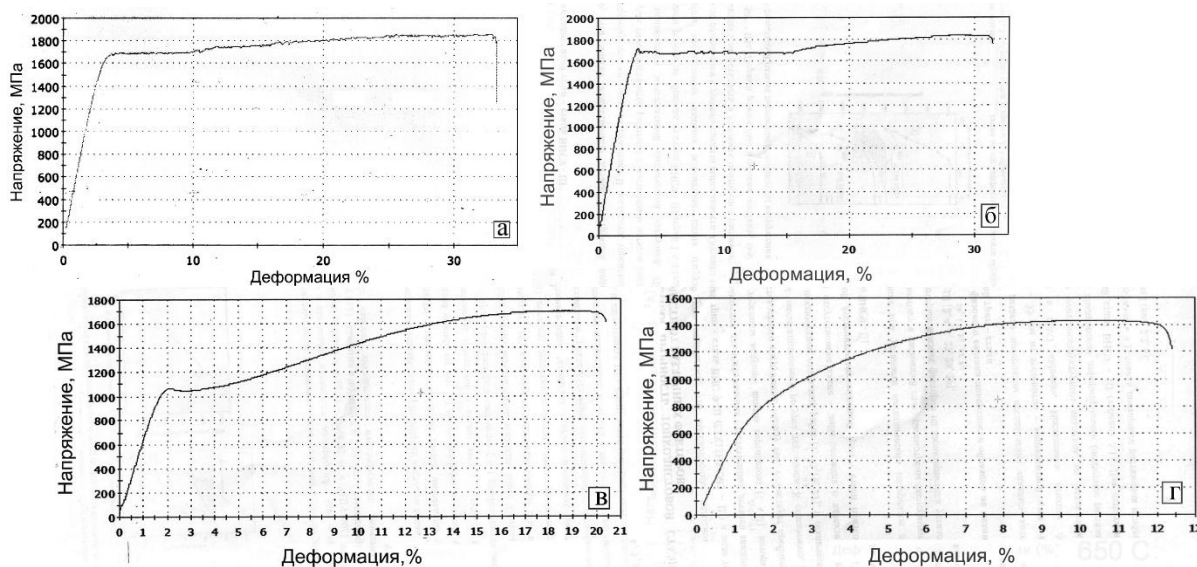


Рис. 4.10. Кривые растяжения стали ВНС9-Ш образцов серии 2 после различных режимов отпуска: а - исходный материал; б – температура отпуска 450<sup>0</sup>С; в – 550<sup>0</sup>С; г – 650<sup>0</sup>С.

На рис. 4.9 – 4.10 представлены данные по изменению вида кривой растяжения образцов из стали ВНС9-Ш исследованных серий. В исходном состоянии на кривых статического растяжения присутствовала протяженная площадка текучести (рис. 4.9, а, б, с и 4.10). У образцов обеих серий площадка текучести на кривых растяжения исчезает после температур отпуска 600 – 650<sup>0</sup>С (рис. 4.9 и 4.10), при которых в исследованных

метастабильных аустенитно – мартенситных сталях обычно наблюдается обратное фазовое превращение мартенсита в аустенит

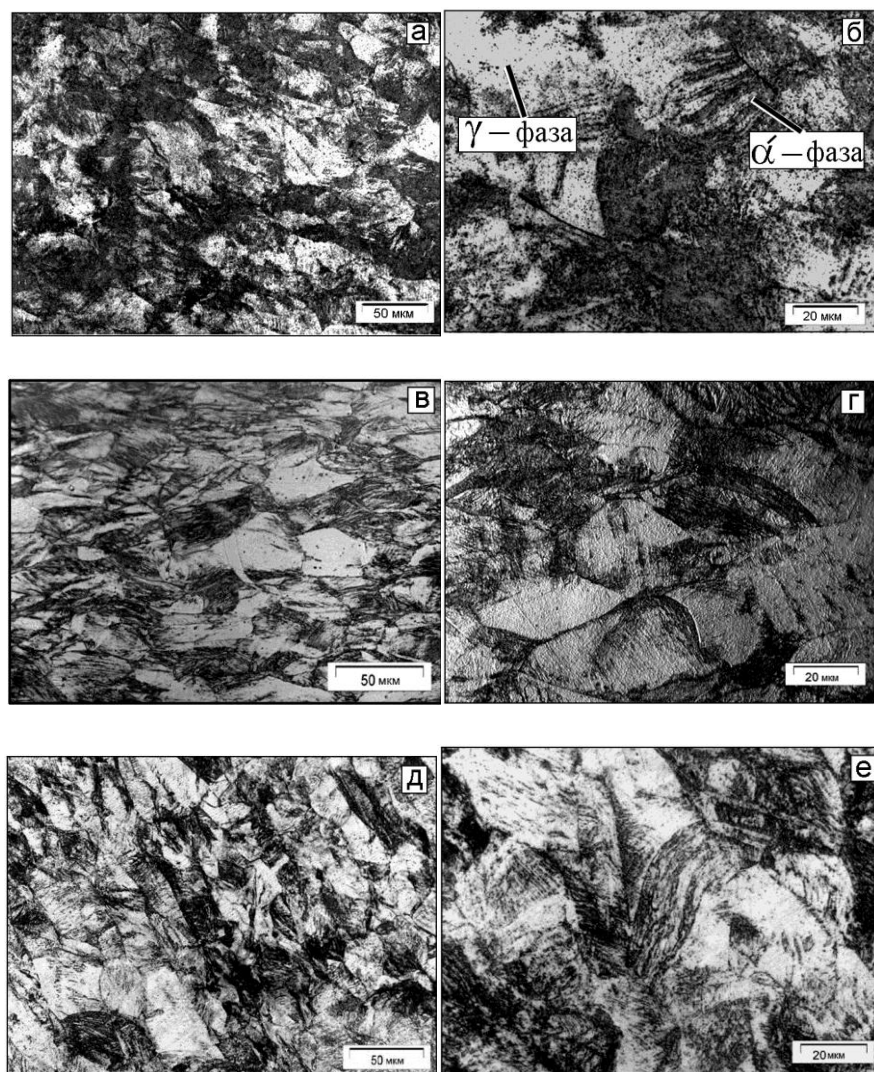


Рис. 4.11. Структура стали ВНС9-III (серия 2) после различных режимов отпуска: а, б–исходное состояние; в, г – 450<sup>0</sup>С; д, е - 600<sup>0</sup>С (оптическая микроскопия).

Из рис. 4.11 представлены микроструктуры образцов из стали ВНС9-III в исходном состоянии и после различных температур отпуска. Видно, что в исходном состоянии и после температуры отпуска 450<sup>0</sup>С наблюдается двухфазная аустенитно – мартенситная структура. Однако, похоже, после отпуска при 450<sup>0</sup>С в структуре уже не наблюдаются компактные колонии мартенсита (рис. 4.11, в, г). Они кажутся несколько размытыми по сравнению с исходным состоянием (рис. 4.12, а, б). Дело в том, что при этой температуре отпуска структура стали ВНС9-III находится в метастабильном состоянии перед началом обратного мартенситного превращения. После отпуска 600<sup>0</sup>С (рис. 4.11, д, е) структура стали состоит из аустенита и лишь изредка наблюдаются отдельные изогнутые рейки мартенсита (рис. 4.11, г).

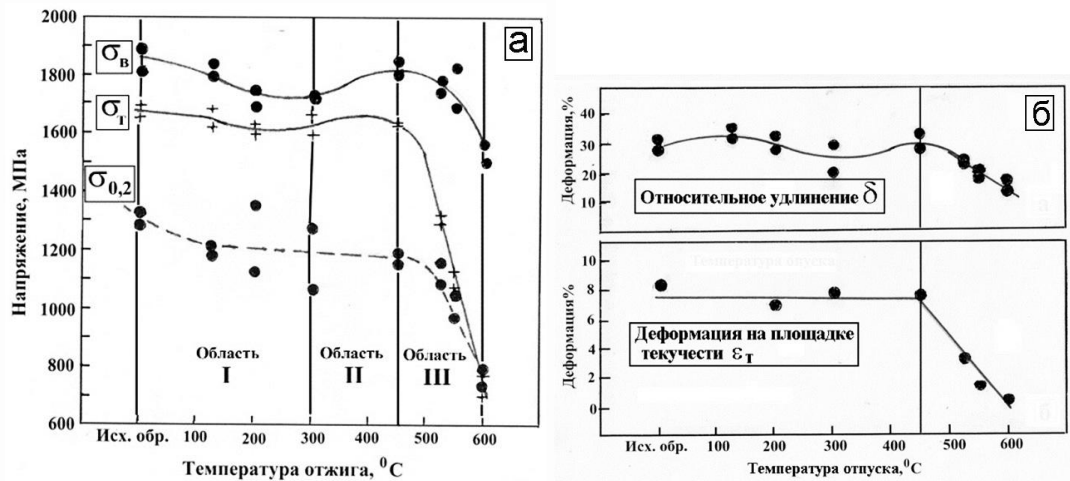


Рис. 4.12. Изменение механических свойств зависимости от температуры отпуска в образцах стали ВНС9 – III серии 1: а – прочностные характеристики; б – относительное удлинение и деформация на площадке текучести.

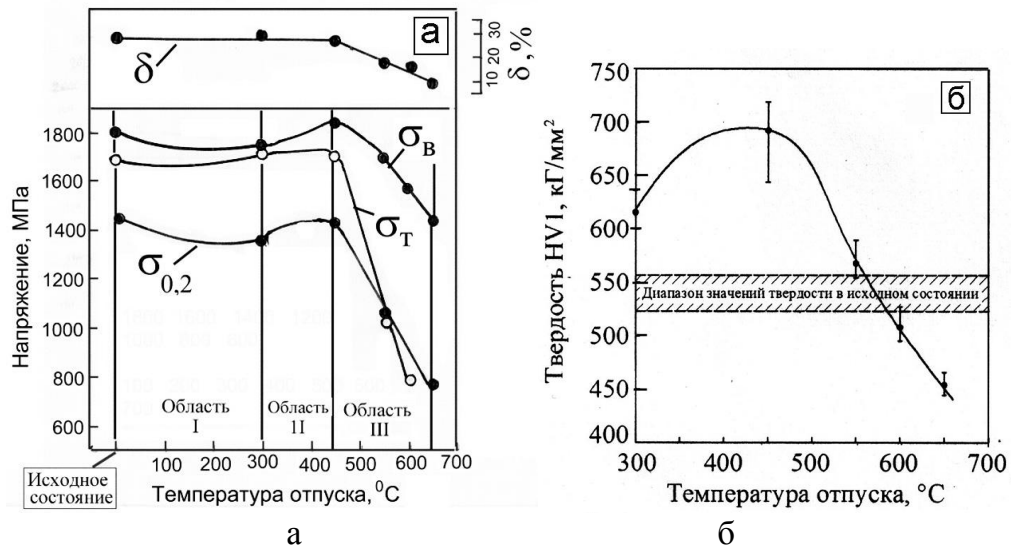


Рис. 4.13. Влияние температуры отпуска на изменение механических свойств образцов из стали ВНС9-III серии 2.

Общие закономерности изменения механических свойств образцов из стали ВНС9 – III от температуры отпуска образцов серий 1 и 2 представлены на рис. 4.12 и 4.13. На этих зависимостях можно выделить три характерные области.

Область I в интервале температур от комнатной до температуры отпуска 300<sup>0</sup>С, в которой наблюдается некоторое снижение прочностных характеристик по сравнению с исходным состоянием. Такое снижение прочностных характеристик может быть связано с обеднением α - и γ – твердого раствора элементами внедрения (С и N). В области II в интервале от 300<sup>0</sup>С до 450<sup>0</sup>С наблюдается повышение уровня прочностных характеристик, связанное с выделением дисперсных частиц карбидов типа  $M_{23}(C, N)_6$ . В области III резкое снижение всех механических характеристик связано с увеличением количества крупных частиц типа  $M_{23}(C, N)_6$  (рис. 4.14) и с уменьшением плотности дислокаций, а также с началом обратного превращения мартенсита в аустенит. В

исследованном материале также, начиная с температуры отпуска  $450^{\circ}\text{C}$ , происходит снижение пластичности  $\delta$  (рис. 5). Величина пластической деформации на площадке текучести вплоть до температуры отпуска  $450^{\circ}\text{C}$  остается практически постоянной и, лишь затем, резко снижается.

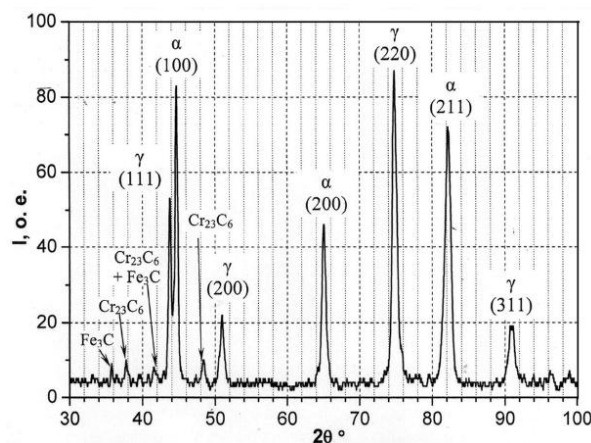


Рис. 4.14. Рентгенофазовый анализ образцов из стали ВНС9 – Ш после отпуска при  $600^{\circ}\text{C}$ .

Характер изменения механических свойств в зависимости от температуры отпуска у образцов из стали ВНС9-Ш согласуется с ранее полученными данными работ [4, 7], полученными на образцах из стали ВНС9-Ш и аустенитно-мартенситной стали переходного класса X15N4AM3 (ЭП-310) (0,14%С; 15,2%Cr, 4,4%Ni, 2,5%Mo). Последняя сталь имеет близкий химический состав со сталью ВНС9 – Ш, но содержит значительно больше количество мартенсита (80-85%), полученного обработкой холодом. Интересно, что намагниченность насыщения  $4\pi J_s$  в этой стали не изменялась до температуры отпуска  $500^{\circ}\text{C}$ , а затем резко увеличилась. Это, по-видимому, было связано с тем, что после медленного охлаждения с печью происходит уменьшение количества аустенита из-за полного распада  $\gamma$  – твердого раствора с образованием карбонитридов.

Структура трип- стали ВНС9-Ш после высокого отпуска при температурах выше  $600^{\circ}\text{C}$  зависит от скорости охлаждения. При высокой скорости охлаждения от температуры выше  $600^{\circ}\text{C}$  она формируется в основном аустенитной. При медленном охлаждении с печью из-за образования карбонитридов увеличивается количество  $\alpha$  – фазы.

На рис. 4.15, а представлены данные рентгеноструктурного анализа по изменению фазового состава стали в зависимости от температуры отпуска после охлаждения с печью. Нагрев при температурах до  $600^{\circ}\text{C}$ , который проводился в течение 2 часов, приводит к увеличению количества  $\gamma$  – фазы и снижению количества  $\alpha$  – фазы. Затем происходит резкое уменьшение содержания  $\gamma$  – фазы с 62 до 32% после отпуска при  $650^{\circ}\text{C}$ . Но уже в интервале температур отпуска  $600^{\circ}\text{C}$  -  $650^{\circ}\text{C}$  это в основном  $\alpha$  – фаза, которая образовалась в результате медленно охлаждения материала вместе печью. То, что это фаза является  $\alpha$  – ферритом подтверждают данные электронной микроскопии на просвет (рис. 4.16). Критическая температура начала распада аустенита у образцов, у которых отпуск проводился при выдержке 0,5 ч. равна  $550^{\circ}\text{C}$  (рис. 4.15, б).

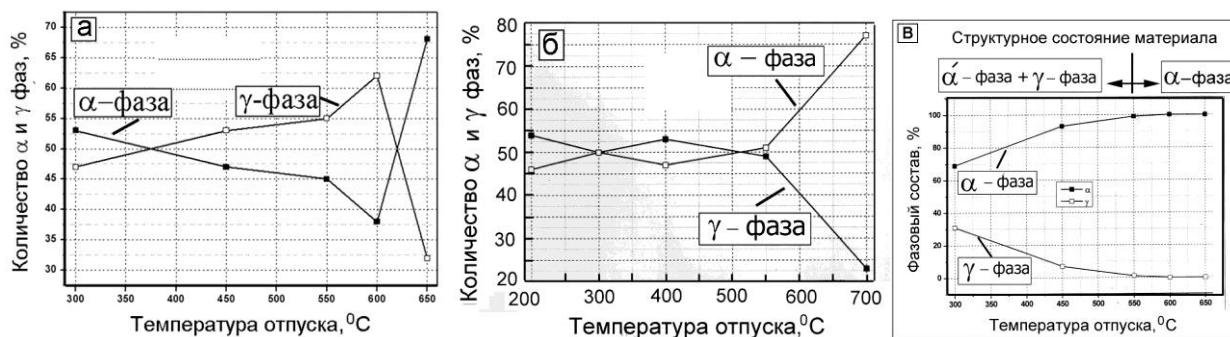


Рис. 4.15. Изменение количества  $\alpha$  - и  $\gamma$  - фаз образцов из стали ВНС9 – Ш в зависимости от температуры отпуска: а – рентгеновский анализ образцов, у которых выдержка при отпуске составляла 2 ч.; б – выдержка - 0,5 ч.; в – фазовый состав образцов (выдержка при отпуске 2 ч.), разрушенных при статическом растяжении.

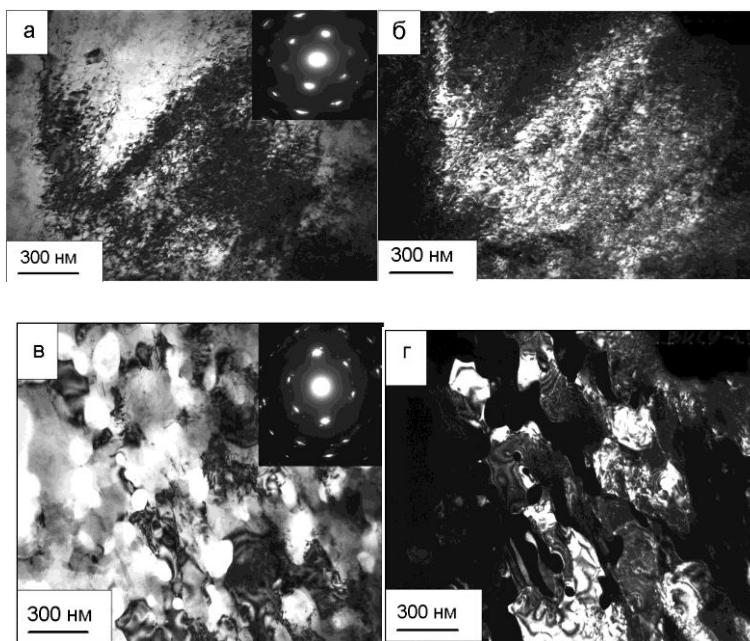


Рис. 4.16. Микроструктура феррита в стали ВНС9-Ш образцов серии 2 после отпуска при 650°C: а - светлопольное изображение нерекристаллизованного феррита; б – темнопольное изображение в рефлексе (110) -  $\alpha$ ; в - светлопольное изображение рекристаллизованного феррита; г - темнопольное изображение в рефлексе (110) -  $\alpha$ .

На рис. 4.15, в представлен фазовый состав образцов, которые подвергались отпуску в течение 2 часов и затем были испытаны на статическое растяжение (закономерности изменения механических характеристик представлены на рис. 5). Видно, что структура деформированных образцов, которые отпускались при температурах до

550<sup>0</sup>С, состоит из  $\acute{\alpha}$  – мартенсита и  $\gamma$  – фазы, а у образцов, отпущенных при большей температуре, в основном из  $\alpha$  – феррита.

То, что после отпуска 650<sup>0</sup>С и медленного охлаждения с печью микроструктура образцов из стали ВНС9-Ш в основном состоит из  $\alpha$  – фазы подтверждают данные ПЭМ.

На рис. 4.16, а, б представлена структура нерекристаллизованного феррита с ярко выраженной дислокационной субструктурой в рефлексе (110) -  $\alpha$  после отпуска 650<sup>0</sup>С (2 ч.). На другом участке структуры наблюдается  $\alpha$  – феррит с зародышами зерен рекристаллизации. О присутствии в структуре отпуска при 650<sup>0</sup>С крупных карбонитридов свидетельствует наличие на отдельных участках  $\alpha$  – фазы большого количества дырок (рис. 4.16, в, г).

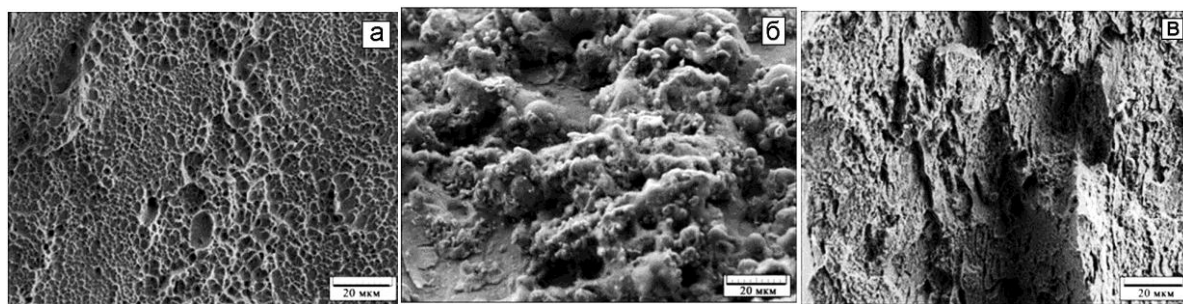


Рис. 4.17. Фрактография изломов статического растяжения образцов серии 2 после различных режимов отпуска: а – исходное состояние; б – отпуск при 400<sup>0</sup>С; в – отпуск при 650<sup>0</sup>С.

На рис. 4.17 представлены фрактографические картины поверхности разрушения образцов из стали ВНС9 – Ш в зависимости от температуры отпуска. Видно, что в исходном состоянии рельеф поверхности разрушения довольно плоский (что характерно для высокопрочного состояния) и носит характер типичного вязкого ямочного разрушения (рис. 4.17, а). После отпуска при 450<sup>0</sup>С наблюдается своеобразный (хлопьевидный) развитый вязкий рельеф (рис. 4.17, б). По-видимому, такой характер рельефа связан с тем, что при этой температуре отпуска в образцах из стали ВНС9 – Ш существует метастабильная структура, предшествующая началу процесса обратного мартенситного превращения. У образцов, разрушившихся после отпуска при 650<sup>0</sup>С, рельеф поверхности разрушения также вязкий, но поскольку материал ( $\alpha$  – феррит) значительно менее прочный и довольно пластичный, то рельеф вязкий, но более грубый (рис. 4.17, в).

### 4.3. Выводы по главе

1. Исследование влияние скорости деформации в интервале  $4,1 \cdot 10^{-5}$  до  $25 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  (0,05 – 30 мм/мин) на механические свойства тонколистовой аустенитно-мартенситной трип - стали ВНС9-Ш в условиях статического растяжения показало, что у стали с примерно одинаковым содержанием аустенита и мартенсита максимальный уровень прочностных характеристик и пластичности наблюдается в интервале скоростей  $4,1 \cdot 10^{-5}$  до  $4,1 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ , что непосредственно связано с проявлением трип - эффекта.



2. У стали с 100% содержанием мартенсита (по магнитным измерениям ~ 85% мартенсита) влияние проявления трип – эффекта на механические свойства наблюдалось в интервале скоростей деформации  $8,3 \cdot 10^{-4}$  до  $4,1 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ . Однако уровень прочностных характеристик и пластичности при скорости  $4,1 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  не соответствовал ТУ на эту сталь.

3. Показано, что с применением методов рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии, зависимость изменения механических свойств от температуры отпуска исследованных серий образцов из стали ВНС-9Ш можно разделить на три характерные области.

Область I в интервале температур от комнатной до температуры отпуска  $300^{\circ}\text{C}$ , в которой наблюдается некоторое снижение прочностных характеристик по сравнению с исходным состоянием. Такое снижение прочностных характеристик может быть связано с выделением из  $\alpha$  - и  $\gamma$  – твердого раствора твердого раствора элементов внедрения (С и N). В области II в интервале от  $300^{\circ}\text{C}$  до  $450^{\circ}\text{C}$  наблюдается повышение уровня прочностных характеристик, связанное с выделением дисперсных частиц карбидов типа  $M_{23}(C, N)_6$ . В области III резкое снижение всех механических характеристик связано с увеличением количества крупных частиц карбидов типа  $M_{23}(C, N)_6$  и с уменьшением плотности дислокаций, а также с началом обратного превращения мартенсита в аустенит.

## ГЛАВА 5. УСТАЛОСТНАЯ ПРОЧНОСТЬ ТОНКОЛИСТОВОЙ СТАЛИ ВНС9-Ш В ЗАВИСИМОСТИ ОТ РАЗЛИЧНЫХ ФАКТОРОВ

Выше уже отмечалось, что высокопрочная холоднокатаная аустенитно-мартенситная трип - сталь ВНС 9-Ш (23Х15Н5АМЗ – Ш) в виде тонкого листа и ленты используется для изготовления ответственных деталей авиационной техники [6, 7, 21, 27, 83], которые работают в условиях усталостного нагружения (пластины торсионов вертолетов Ка-52 и Ка-62, пластинчатые муфты привода основного винта вертолетов Ми-26 и Ми-28 [5, 6, 83, 87]). Торсионы вертолетов работают в условиях сложно - напряженного циклического деформирования (сжатия, растяжения и кручения) и поэтому знание характеристик усталостной прочности крайне важно. Между тем, существует проблема, связанная с необходимостью повышения эксплуатационного ресурса торсионов. К сожалению, до последнего времени, за исключением отдельных работ [6, 7, 21, 83], в технической литературе практически отсутствовали какие – либо сведения о характеристиках усталости тонколистовой холоднокатаной аустенитно-мартенситной трип – стали, близкой по химическому составу стали ВНС9-Ш.

Поведение при усталости металлических материалов зависит от многих факторов и поэтому в настоящей главе рассмотрены экспериментальные данные по влиянию некоторых важных факторов на характеристики усталости тонколистовой стали ВНС9-Ш [7, 9, 27, 83].

### 5.1. Особенности поведения стали ВНС-Ш в условиях циклического деформирования

В данном разделе работы исследовали усталостную прочность образцов из стали ВНС9-Ш, фазовый состав которой по данным рентгеноструктурного анализа состоял из 57% мартенсита деформации и 43% аустенит [27]. Испытания на усталость проводились в условиях повторного растяжения при минимальном напряжении цикла  $\sigma_{\min} = 100$  МПа с частотой 30 Гц. Исследования структуры проводили с использованием оптического микроскопа LeicaDM1LM Для этой цели на некоторых образцах для получения зеркальной поверхности электрополировкой удаляли тонкий поверхностный слой (~ 1-2 мкм) с использованием раствора хромового ангидрида  $\text{CrO}_3$  (100 г) в ортофосфорной кислоте  $\text{H}_3\text{PO}_4$  (850мл) при напряжении 10-15 В.

В исходном состоянии сталь ВНС9-Ш имела следующие механические свойства: предел прочности  $\sigma_b = 1837$  МПа, условный предел текучести  $\sigma_{0,2} = 1350$  МПа; физический предел текучести  $\sigma_T = 1650$  МПа, относительное удлинение  $\delta = 30,0\%$ . Вид кривой статического растяжения представлен на рис. рис. 5.1, а.

На рис. 5.2 представлена кривая усталости образцов из стали ВНС9-Ш. Видно, что большая часть разрушившихся образцов лежит в области напряжений, соответствующих стадии микротекучести при статическом деформировании, и их долговечность соответствует малоцикловой усталости (до долговечности  $10^5$  циклов). Такой вид кривой усталости характерен для высокопрочных металлических материалов [9]. Также, у этой стали наблюдается четкий физический предел усталости. Отношение предела усталости к пределу прочности составляет ~ 0,5.

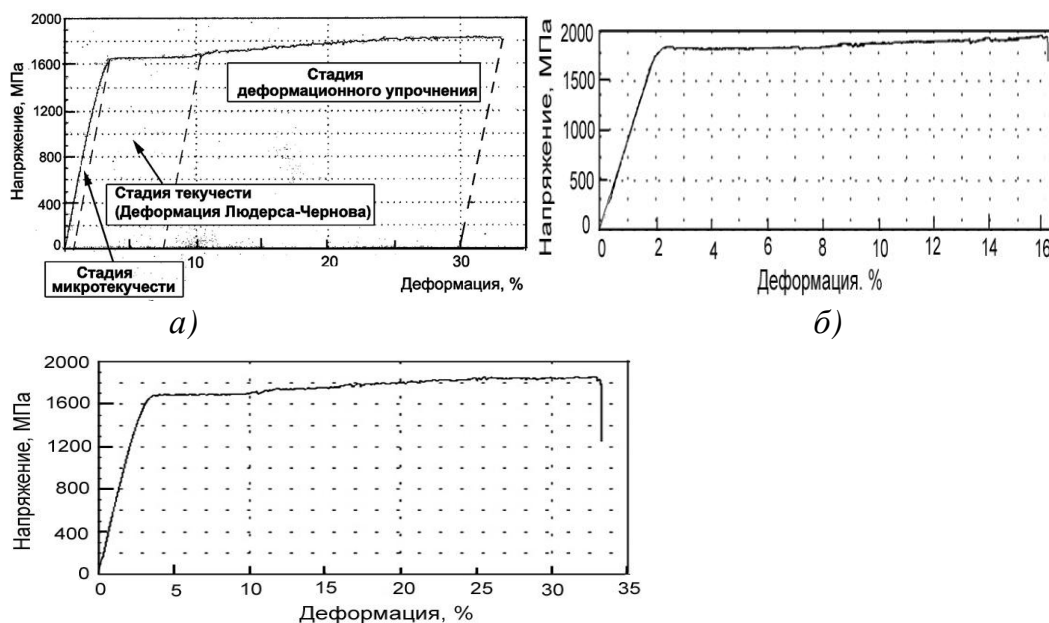


Рис. 5.1. Кривые статического растяжения образцов из ВС9-Ш: а-исходная кривая б – кривая растяжения образца, испытанного при  $\sigma_{\max} = 1550$  МПа в течение 3000 циклов; в – кривая растяжения образца, который не разрушился при испытании на усталость при  $\sigma_{\max} = 900$  МПа в течение  $10^7$  циклов.



Рис. 5.2. Кривая усталости образцов из стали ВНС9-Ш

На рис. 5.3 показана зависимость изменения твердости и количества  $\alpha$  – фазы образцов из стали ВНС9-Ш после их усталостного разрушения при различных максимальных амплитудах нагружения. Твердость исходных образцов до разрушения составляла  $529$  кг/мм<sup>2</sup>. Из рис. 5.3 (кривая 1) видно, что при напряжении близком к пределу усталости значение твердости близко к исходному уровню. По мере увеличения максимального напряжения цикла твердость возрастает и при  $\sigma_{\max} = 1550$  МПа она

составляет  $572 \text{ кг/мм}^2$ . Возрастание твердости связано не только с изменением механических свойств этой стали в процессе циклического деформирования, а также с тем, что в процессе замера твердости у образцов из этой стали происходит дополнительное фазовое превращение в локальной зоне под интентором. В этом смысле интересно сравнить результаты по твердости с данными рентгеноструктурного анализа.

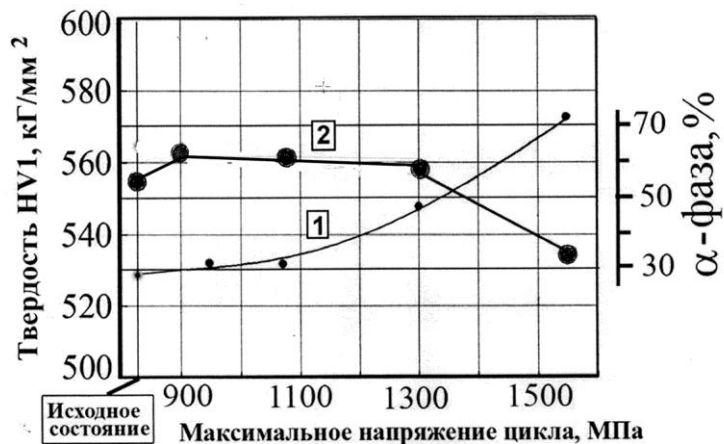


Рис.5.3. Изменение твердости (1) и количества  $\alpha$  – фазы (2) после испытания на усталость образцов из стали ВНС9 – Ш при разных максимальных амплитудах напряжения

Из данных по рентгенофазовому составу (рис. 5.3, кривая 2) видно, что при напряжении предела усталости 900 МПа твердость несколько возрастает, по-видимому, за счет добавочного образования мартенсита деформации. До напряжения  $\sigma_{\max} = 1300$  МПа количество  $\alpha$  – фазы несколько снижается, а затем при  $\sigma_{\max} = 1550$  МПа довольно резко падает. Возможно, что такое резкое снижение количества  $\alpha$  – фазы связано с локальным разогревом локальных областей материала, приводящем к обратному превращению мартенсит в аустенит.

На рис. 5.1, б, в приведены также кривые растяжения образца, который не разрушился при испытании на усталость при  $\sigma_{\max} = 900$  МПа в течение  $10^7$  циклов (рис. 5.1, в), и образца, испытанного при  $\sigma_{\max} = 1700$  МПа в течение 200 циклов. Если в первом случае механические свойства были практически такими же, как у образца в исходном состоянии, то во втором случае механические свойства стали существенно изменились:  $\sigma_b = 1950$  МПа,  $\sigma_T = 1850$  МПа, относительное удлинение  $\delta = 14\%$ . То есть, после тренировки при  $\sigma_{\max} = 1700$  МПа в течение 200 циклов предел прочности и физический предел текучести повысились, а удлинение снизилось почти в два раза.

Большой интерес представляет вопрос об особенностях протекания механизма микропластической деформации на начальных стадиях циклического деформирования при напряжениях выше и ниже физического предела текучести в образцах из стали ВНС9-Ш. Еще в 1910 году Л. Бэрстоу показал [9, 8], что циклическое деформирование в условиях повторного растяжения при напряжениях ниже физического предела текучести приводит к постепенному устранению площадки текучести на кривой растяжения углеродистой стали. В последствие ряд исследователей возвращались к изучению этого эффекта при испытаниях на усталость в условиях повторного растяжения и

симметричного растяжения - сжатия [9, 89, 90]. В работе [90] на образцах из низкоуглеродистой стали было показано, что на полированной поверхности внешняя картина продвижения фронта Людерса – Чернова в условиях повторного растяжения при напряжении ниже физического предела текучести такая же, как и при статическом деформировании, однако он продвигается по рабочей части образца с меньшей скоростью.

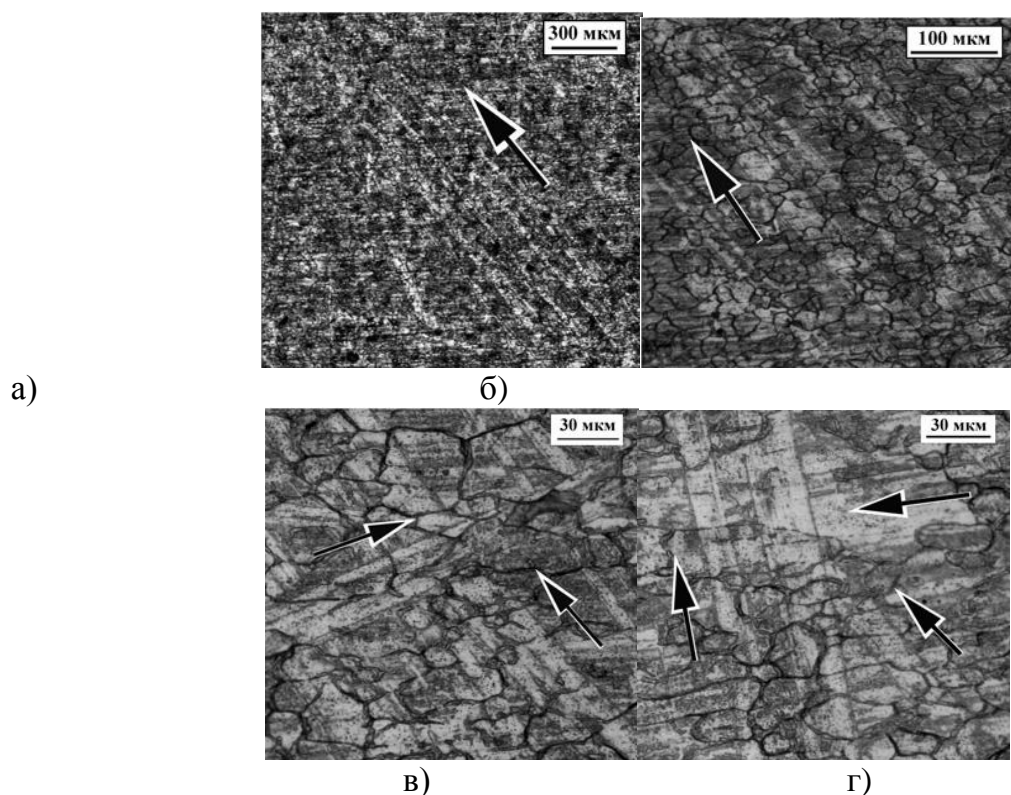


Рис. 5.4. Картины поверхностного слоя на образцах из стали ВНС9-III после испытания на усталость при  $\sigma_{\max} = 1700$  МПа,  $N = 200$  циклов. Стрелками указано направление полос сдвига.

В нашей работе с использованием оптического микроскопа изучалось изменение вида поверхности полированных образцов из стали ВНС9-III после циклического деформирования в условиях повторного растяжения при разных значениях максимального напряжения цикла  $\sigma_{\max}$ . На рис. 5.4 – 5.6 представлены картины поверхности образцов в исходном состоянии и после различных режимов циклического нагружения.

На рис. 5.4 представлены картины поверхности образцов из стали ВНС9-III после испытания на усталость при  $\sigma_{\max} = 1700$  МПа (напряжение выше  $\sigma_T$ ) в течение 200 циклов нагружения. В отличие от статического деформирования на полированной поверхности образца в этом случае визуально не наблюдалось следов сдвигообразования. По-видимому, это связано с тем, что при циклической пластической деформации этой стали, в отличие от низкоуглеродистой стали [90], дополнительно протекают процессы двойникования и мартенситного превращения, а процесс накопления микропластической деформации протекает не в виде фронта. При  $\sigma_{\max} = 1700$  МПа на отдельных участках

поверхности наблюдаются полосы сдвига под углом  $\sim 45^\circ$  (рис. 5.4, а, б). В других местах можно наблюдать сдвигообразование по двум пересекающимися плоскостям скольжения (рис. 5.4, в), а также и по трем система сдвига ((рис.5.4, г).

Другая картина сдвигообразования наблюдается при  $\sigma_{\max} = 1550$  МПа, которое ниже физического предела текучести. На рис. 5.5, а представлена поверхность образца из стали ВНС9-Ш перед усталостными испытаниями. Видна полосчатость вдоль направления прокатки, которая связана с процессом механической шлифовки листа на одном из этапов холодной прокатки. После определенного количества циклов нагружения на поверхности образца появляются ориентированные под углом  $\sim 45^\circ$  белые области, в которых исходная полосчатость поверхности пропадает за счет протекания локальной деформации (рис. 5.5, б). Более продолжительное циклическое деформирование приводит к трансформации этих локальных областей в полосовые структуры (рис. 5, в). При дальнейшем увеличении числа циклов нагружения от этих полос скольжения наблюдается сдвигообразование еще по двум системам скольжения (рис. 5.5, г).

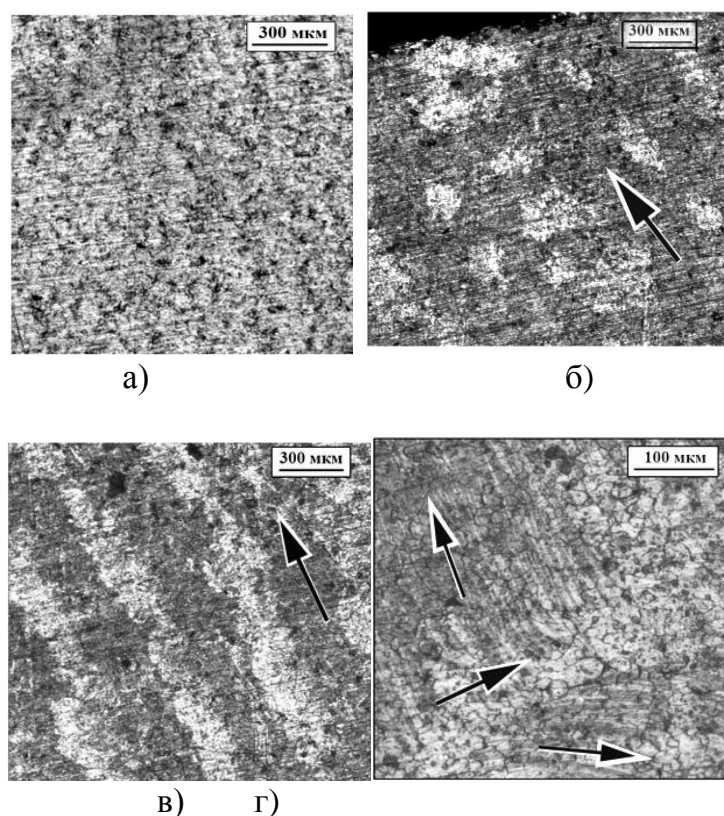


Рис. 5.5. Картины поверхностного слоя на образцах из стали ВНС9-Ш: а – не деформированный образец; б, в, г –  $\sigma_{\max} = 1550$  МПа.

Стрелками указано направление полос сдвига. Вид полос сдвигообразования при  $\sigma_{\max} = 1300$  МПа и 950 МПа представлен на рис. 5.6. Видно, что при  $\sigma_{\max} = 1300$  МПа (напряжение близкое к условному пределу текучести) на поверхности образцов наблюдаются полосы сдвигов в основном по двум пересекающимся системам скольжения. На рис. 5.6, а (на обведенном участке) наблюдаются образования похожие на мартенсит деформации. В общем случае при деформации этой стали при комнатной температуре

происходят три главных процесса: скольжение, двойникование и образование мартенсита деформации. Мартенсит деформации чаще всего образуется при пересечении двойников.

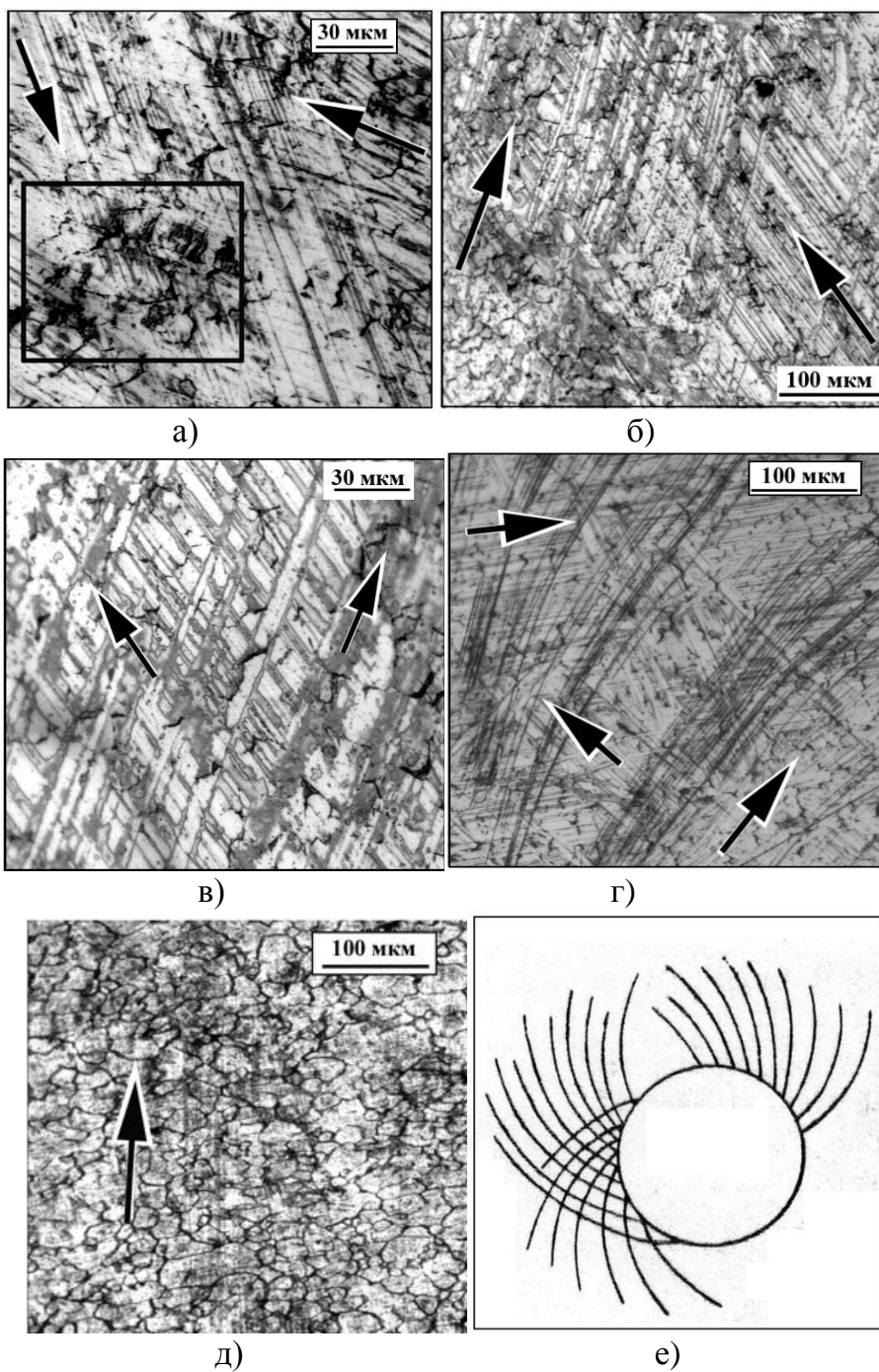


Рис. 5.6. Картины поверхностного слоя на образцах из стали ВНС9-Ш после испытания на усталость: *а, б* -  $\sigma_{\max} = 1300$  МПа,  $N = 3 \cdot 10^3$  циклов; *в, г* -  $\sigma_{\max} = 1300$  МПа,  $N = 6 \cdot 10^3$  циклов; *д* -  $\sigma_{\max} = 1300$  МПа,  $N = 1,3 \cdot 10^4$  циклов; *е* - полосы скольжения в стали у отверстия [49]. Стрелками указано направление полос сдвига.

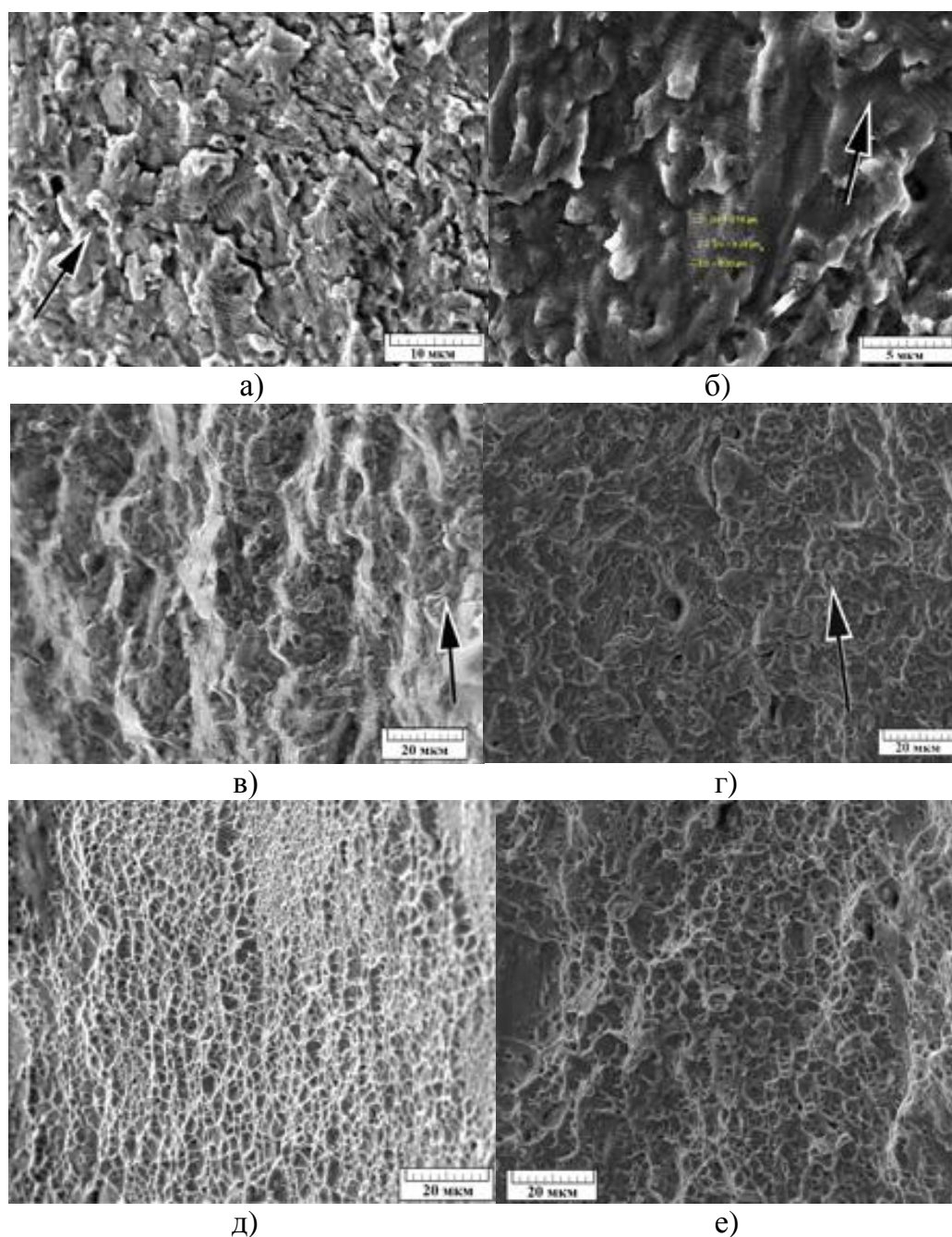


Рис. 5.7. Фрактография поверхности усталостного разрушения образцов из стали ВНС9-Ш: а, в, д -  $\sigma_{\max} = 925$  МПа; б, г, е-  $\sigma_{\max} = 1700$  МПа. Стрелками указано направление развития усталостной трещины.

Изогнутые полосы сдвига были обнаружены в зоне перехода от рабочей части образца к более широкой части, которая крепится в захватах испытательной машины (рис. 5. б, г). Удивительно, но впервые такие изогнутые полосы Д.К. Чернов обнаружил в позапрошлом веке при прошивке отверстия в углеродистой стали (рис. 5.б, е) [49]. Таким образом, по-видимому, такой вид полос сдвига наблюдается при наличии концентрации напряжений.



При напряжении  $\sigma_{\max} = 950$  МПа, которое близко к напряжению предела усталости и находится значительно ниже напряжения физического предела текучести, длительное циклирование не приводит к выявлению на полированной поверхности металла четко выраженных полос сдвига и лишь на отдельных локальных участках поверхности можно заметить следы сдвигообразования (рис. 5.6, е). Это может быть связано с тем, что при таком низком напряжении процессы скольжения, двойникования и возможного образования мартенсита деформации протекают сравнительно равномерно в локальных объемах металла.

На рис. 5.7 представлена фрактография поверхностей усталостного разрушения образцов из стали ВНС9-Ш, испытанных при  $\sigma_{\max} = 925$  МПа и  $\sigma_{\max} = 1700$  МПа. На стадии стабильного роста усталостной трещины при  $\sigma_{\max} = 925$  МПа (рис. 5.7, а), близком к пределу выносливости наблюдается квазихрупкий рельеф поверхности разрушения с наличием вторичного растрескивания, а при  $\sigma_{\max} = 1700$  МПа при напряжении близком к пределу прочности довольно вязкий характер разрушения с наличием усталостных бороздок с интервалом между ними  $\sim 0,4$  мкм (рис. 5.7, б). На стадии ускоренного распространения трещины наблюдаются обратная картина: более пластичный рельеф поверхности разрушения соответствует более низкому циклическому напряжению, при котором наблюдается рельеф с наличием вязких гребенчатых образований (рис. 5.7, в). При  $\sigma_{\max} = 1700$  МПа рельеф более плоский (рис. 5.7, г). Такое различие может быть связано с тем, что при высоком  $\sigma_{\max} = 1700$  МПа стадия ускоренного роста трещины очень непродолжительная и присходит быстрое катастрофическое разрушение. Статический долом при обоих напряжениях носит вязкий ямочный характер, но размер ямок несколько меньше в случае более низкого циклического напряжения (рис. 5.7, д, е).

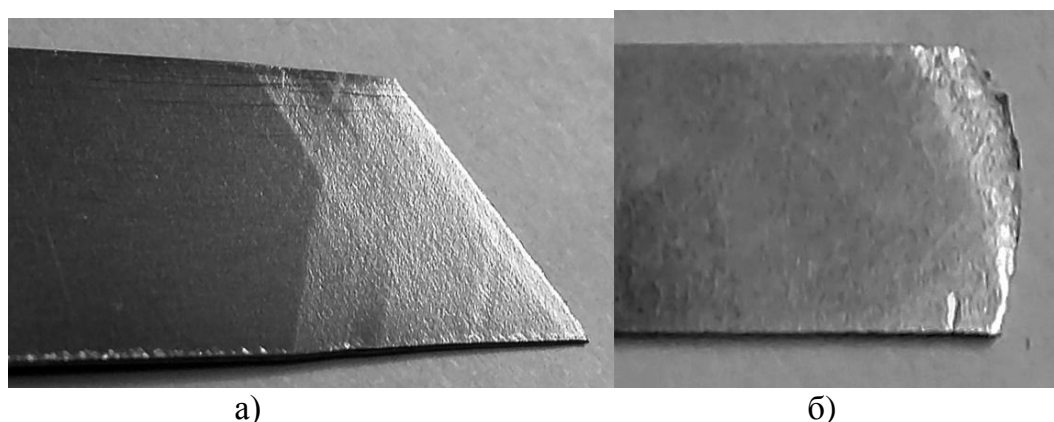


Рис.5.8. Макрокартина вида разрушения образца из стали ВНС9-Ш после статического растяжения(а) и после испытания на усталость (б) (x5).

Важно также отметить, что если при статическом деформировании этой стали наблюдается сдвиговый механизм разрушения, то в условиях испытания на усталость циклического деформирования в результате отрыва (рис. 5.8). По-видимому, это связано с тем, что в процессе циклического деформирования, в основном при напряжениях выше

предела выносливости, происходит дополнительное равномерное по объему упрочнение материала за счет сдвигобразования по нескольким системам скольжения (см. рис. 5.4 – 5.6).

Таким образом, изучены особенности поведения стали ВНС9-Ш в условиях циклического деформирования. Показано, что предел усталости  $\sigma_R$  стали ВНС9-Ш в условиях повт орного растяжния равен 900 МПа. При этом его значение на 450 МПа ниже условного предела текучести  $\sigma_{0,2}$  и на 750 МПа ниже физического предела текучести  $\sigma_T$ . Такое поведение этой стали контрастирует с закономерностями циклического деформирования низкоуглеродистых сталей, у которых также имеется площадка текучести на кривых статического растяжения, однако  $\sigma_R$  обычно близок к значению  $\sigma_T$ , а иногда даже выше его.

Показано, что на начальных стадиях циклического деформирования наблюдается своеобразный характер прохождения деформации Людерса – Чернова по нескольким системам скольжения. При циклических напряжениях ниже  $\sigma_T$  деформация Людерса – Чернова осуществляется не виде последовательного прохождения фронта, а путем постепенного накопления микропластической деформации в локальных объемах металла. Изучены также особенности механизмов распространения усталостной трещины в зависимости от амплитуды циклического напряжения.

## 5.2. Влияние фазового состава поверхности образцов на механические свойства тонколистовой трип – стали

В этом разделе исследовали влияние фазового состава, определенного рентгеноструктурным анализом, на механические свойства при статическом и циклическом деформировании (повторное растяжение) образцов из четырех партий стали ВНС9 – Ш (таблица 5.1). Для испытаний на статическое растяжение и усталость в условиях повторного растяжения использовали одни и те же образцы типа I (рис. 2.2, а).

Таблица 5.1  
Химический состав, фазовый состав и механические свойства стали ВНС9-Ш

№ партии	Химический состав, % (мас.)	$\gamma/\alpha'$ , %	$h$ , мм	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2} (\sigma_T)$ , МПа	$\delta$ , %
1	0,213 С; 15,1 Cr; 5,84 Ni; 2,99 Мо; 0,988 Mn; 0,664 Si; 0,024 Ti; 0,011 Al; Fe – основа	53/47	0,30	1800	1262 (1700)	28,0
2	0,20 С; 14,30 Cr; 5,77 Ni; 2,60 Мо; 0,398 Mn; 0,425 Si; 0,012 Ti; 0,004 Al; Fe – основа	44/56	0,30	1738	1184 (1645)	38,8
3	0,214 С; 14,80 Cr; 5,59 Ni; 2,08 Мо; 0,493 Mn; 0,572 Si; 0,015 Ti; 0,007 Al; Fe – основа	12/88	0,33	1426	945	18,5
4	0,25 С; 14,0 Cr; 5,52 Ni; 1,82 Мо; 0,397 Mn; 0,519 Si; 0,020 Ti; 0,01 Al; 0,07 Ce; Fe – основа	0/100	0,35	1250	900	8,5

На рис. 5.9 представлен вид кривых статического растяжения образцов из стали ВНС9-Ш, исследованных партий, при скорости деформации  $8,3 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$  (1 мм/мин). Видно, что у партий 1 и 2 на кривых статического растяжения наблюдается протяженная площадка текучести, а у образцов партий 3 и 4 она отсутствует. На кривых растяжения партий 1 и 2 наблюдается эффект Портевена – Ле Шателье (рис. 5.9, а, б), который в трип – сталях связан с локальным образованием мартенсита деформации в процессе деформирования [5, 9, 27, 56]. На кривых растяжения образцов партий 3 и 4 физический предел текучести отсутствует, однако, неомогенное пластическое течение на стадии деформационного упрочнения наблюдается (рис. 5.9, в).

Максимальные характеристики механических свойств при статическом растяжении наблюдаются у партии 1 и 2 фазы ( $\sigma_{\text{в}}$  в интервале 1738 МПа - 1800 МПа,  $\sigma_{\text{т}}$  от 1645 до 1700 МПа,  $\delta$  от 28,8% до 38,8%), у которых количество  $\acute{\alpha}$  – фазы составляло 47% – 56%. При большем содержании мартенсита в структуре стали ВНС9 – Ш наблюдается довольно резкое снижение механических характеристик (таблица 5.1).

Похожая закономерность наблюдается и по влиянию количества  $\acute{\alpha}$  – фазы на усталостную прочность. На рис. 5.10, а представлены кривые усталости исследованных партий образцов на базе  $10^7$  циклов нагружения. Видно, что предел выносливости  $\sigma_{\text{R}}$  партии 2 с содержанием более прочной мартенситной фазы в поверхностном слое 56% на 150 МПа выше (достигает значения 900МПа), чем у образцов партии 1 с мартенситом деформации 47%. При этом, точка перегиба кривой усталости при выходе ее на горизонтальный участок смещается в сторону меньшего числа циклов, что характерно для более высокопрочных материалов [9, 42]. Обращает на себя внимание, что разброс экспериментальных данных по долговечности в партии 1 значительно выше, чем в партии 2.

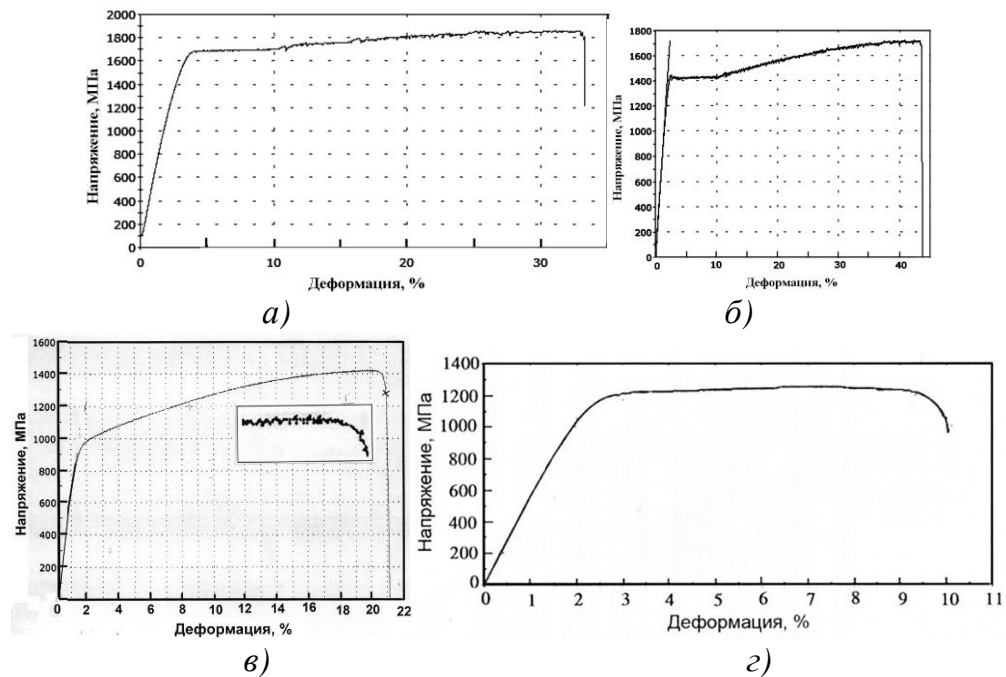


Рис. 5.9. Кривые статического растяжения стали ВНС 9-Ш: а - партия 1; б – партия 2; в – партия 3; г- – партия 4.

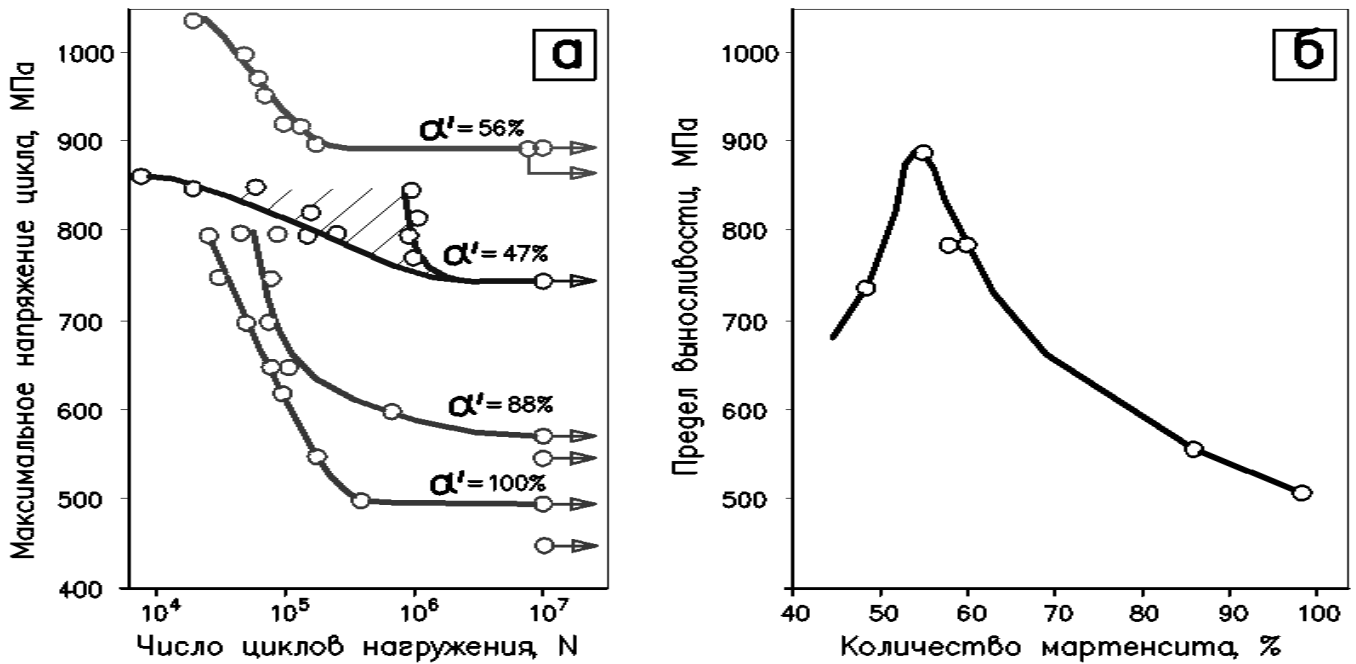


Рис. 5.10. Зависимость характеристик усталости от фазового состава:

(а) кривые усталости стали ВНС 9-Ш в зависимости от содержания в образцах мартенсита;

(б) зависимость предела выносливости ( $\sigma_R$ ) от содержания мартенсита.

На рис. 5.10, б представлена зависимость предела выносливости от количества мартенсита деформации в поверхностном слое. Основная тенденция связана с снижением предела выносливости образцов, у которых содержанием мартенсита больше 60%. Видно, что в интервале значений мартенсита от 57% до 100% наблюдается линейная зависимость  $\sigma_R - \alpha$  – мартенсит. Основная тенденция связана с снижением предела выносливости образцов, у которых содержанием мартенсита больше 60%. Но и резкое уменьшение количества мартенсита тоже может привести к снижению  $\sigma_R$ . Более детально этот вопрос рассмотрен в главе 6.

Таким образом, полученные экспериментальные данные по исследованию влияния фазового состава поверхности образцов из тонколистовой холоднодеформированной трип – стали ВНС9-Шна механические свойства в условиях статического и циклического деформирования показали, что фазовый состав поверхностного слоя существенно влияет на их уровень. Для сохранения высоких значений предела выносливости содержание мартенсита деформации в поверхностном слое исследованного материала не должно превышать 60%.

### 5.3. Влияние асимметрии цикла нагружения на характеристики усталости образцов из тонколистовой трип – стали ВНС9-Ш

Известно, что многие ответственные детали конструкций подвергаются сложнапряженному циклическому нагружению. В частности, торсионы несущих винтов некоторых типов вертолетов работают с постоянным натягом (минимальная нагрузка) и меняющейся максимальной циклической нагрузкой. Поэтому в настоящем

разделе работы на образцах из стали ВНС9-Ш серий 1 и 4 (таблица 5.1) были проведены исследования влияния асимметрии цикла нагружения на долговечность до разрушения и уровень предела выносливости. Образцы типа I (рис. 2.2, а) испытывались на усталость в условиях повторного растяжения с  $\sigma_{\min} = 100$  МПа и  $\sigma_{\min} = 500$  МПа. Первый режим был наиболее жестким, поскольку при нем достигался максимальный размах переменной амплитуды нагружения. Второй режим ближе к условиям реальной эксплуатационной нагрузки торсионов.

Результаты испытаний на усталость представлены на рис. 5.11. Видно, что предел выносливости  $\sigma_R$  у стали серии 1 возрастает с 800 МПа при  $\sigma_{\min} = 100$  МПа до 1100 МПа при  $\sigma_{\min} = 500$  МПа, т.е. увеличился на 300 МПа. А у образцов серии 3  $\sigma_R$  возрастает на 350 МПа с увеличением минимального напряжения цикла.

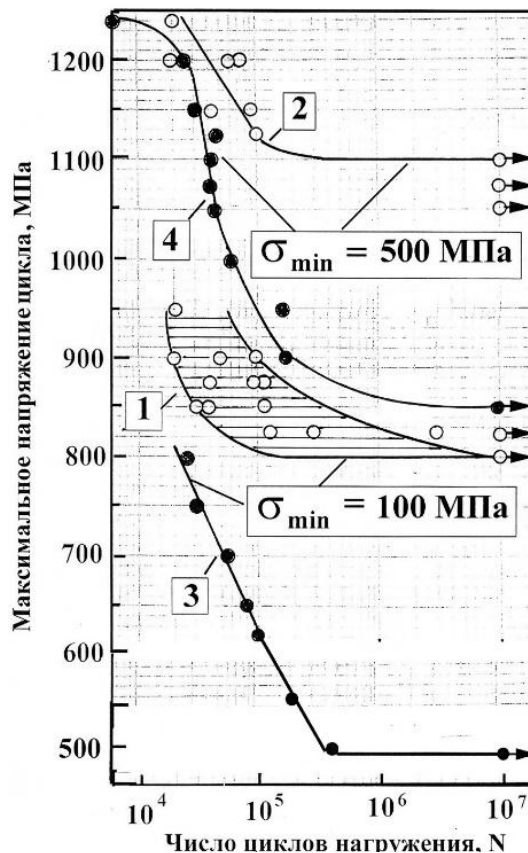


Рис. 5.11. Влияние асимметрии цикла нагружения на характеристики усталости образцов из стали ВНС9-Ш: кривые 1, 2 – образцы серии 1; кривые 3, 4 образцы серии 3.

Также было проведено исследование влияния асимметрии цикла нагружения на механизм усталостного разрушения двух образцов из партии 1, которые простояли до разрушения практически одинаковое количество циклов ( $\sim 10^5$ ), но были испытаны при  $\sigma_{\min} = 100$  МПа и 500 МПа (рис. 5.12 и рис.5.13). При этом в первом случае максимальное напряжение цикла  $\sigma_{\max}$  составляло 875 МПа, а во втором – 1125 МПа (рис. 5.12). Размах амплитуды циклического нагружения в первом случае составил 775 МПа, а во втором – 625 МПа. Таким образом, в первом случае наблюдался более жесткий режим

циклического нагружения. Это различие сказалось на особенностях рельефа поверхности усталостного разрушения. В первом случае ( $\sigma_{\min} = 100$  МПа) из – за большего размаха амплитуды напряжения у вершины усталостной трещины существует большая зона пластической деформации, что приводит к довольно развитому типичному усталостному рельефу разрушения с наличием характерных гребней вытянутых в направлении распространения трещины (рис. 5.12, а) и типичных вязких усталостных бороздок (рис. 5.12, б, в). Уже на стадии ускоренного роста трещины наблюдается типичное вязкое разрушение с элементами вторичного растрескивания, в основном связанного с наличием включений (рис. 5.12, г).

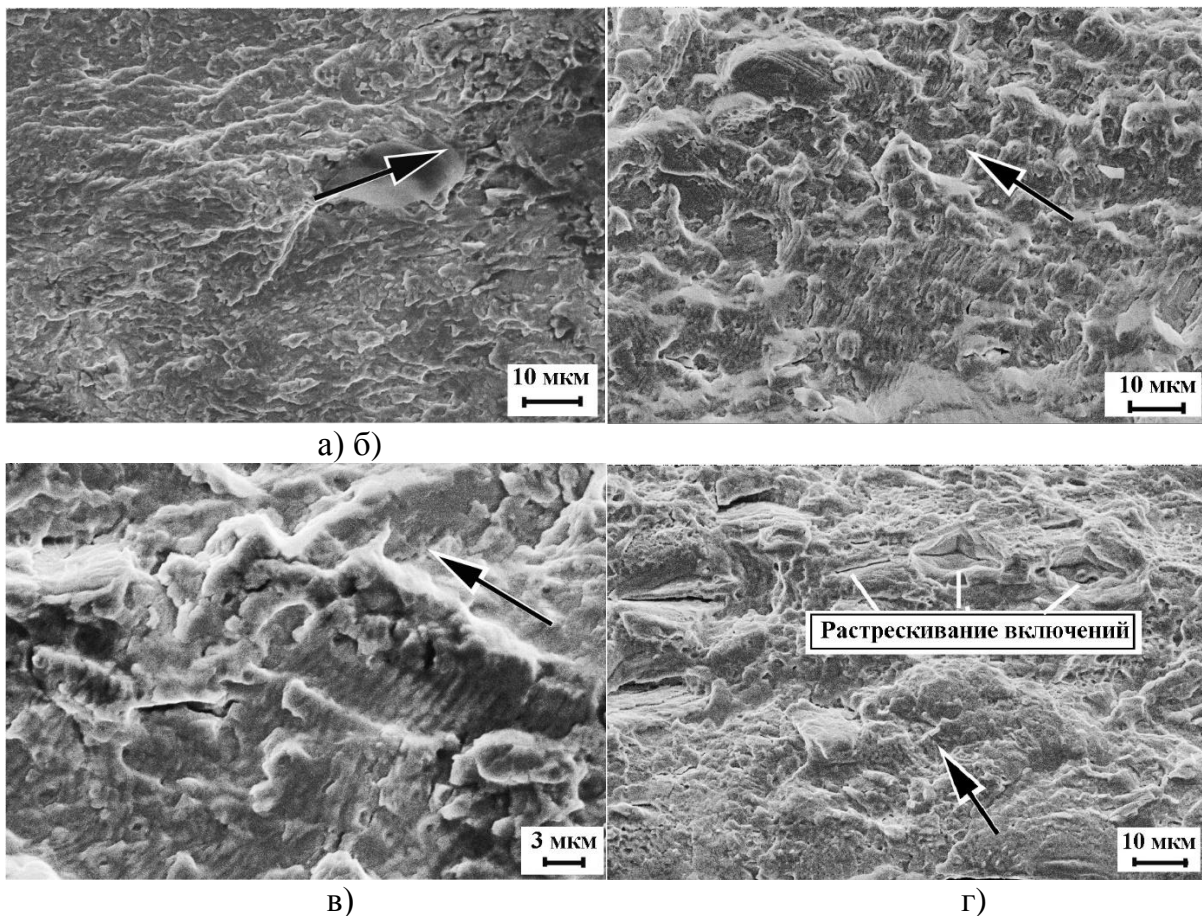


Рис. 5.12. Фрактография усталостного разрушения образца из партии 2 исходного материала:  $\sigma_{\min} = 100$  МПа,  $\sigma_{\max} = 875$  МПа, долговечность до разрушения  $1 \cdot 10^5$  циклов нагружения. Стрелками указано направление распространения усталостной трещины.

Во втором случае ( $\sigma_{\min} = 500$  МПа) при меньшем размахе амплитуды напряжения наблюдается менее развитый квазивязкий характер поверхности разрушения, хотя основные признаки, свидетельствующие об усталостном характере разрушения, присутствуют: наблюдаются гребенчатый (рис. 5.13, а) и бороздчатый рельеф (рис. 5.13, б, в). Стадия ускоренного развития трещины также связана с вязким ямочным разрушением и наличием растрескивания в области скопления включений  $Al_2O_3$  (рис. 5.13, г)

Полученные экспериментальные результаты по влиянию асимметрии цикла нагружения при повторном циклическом деформировании показали повышение характеристик усталостной прочности с ростом минимального напряжения цикла и могут быть использованы для прогнозирования циклической прочности торсионов вертолетов, которые изготавливаются из листовой стали ВНС9-Ш.

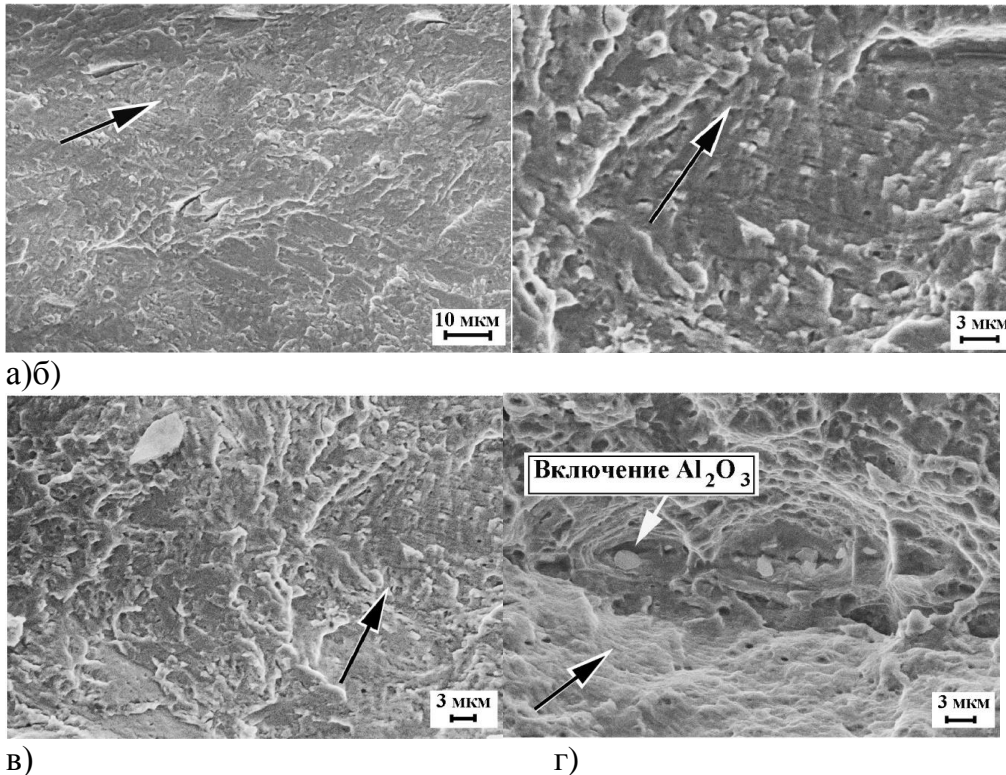


Рис. 5. 13. Фрактография усталостного разрушения образца из партии 2 исходного материала:  $\sigma_{\min} = 500$  МПа,  $\sigma_{\max} = 1125$  МПа, долговечность до разрушения  $10^5$  циклов нагружения. Стрелками указано направление распространения усталостной трещины.

#### 5.4. Влияние концентрации напряжений на усталостную прочность листовой стали ВНС9-Ш

Влияние концентрации напряжений на характеристики усталостного разрушения образцов из стали ВНС9-Ш исследовали на образцах типа II и III (рис. 5. 14). Концентратор напряжения в виде надреза на образцах типа III приводит к катастрофическому снижению уровня предела выносливости  $\sigma_R$  (рис. 5.15) по сравнению со значениями  $\sigma_R$  образцов без надреза (с 900 МПа до 220 МПа).

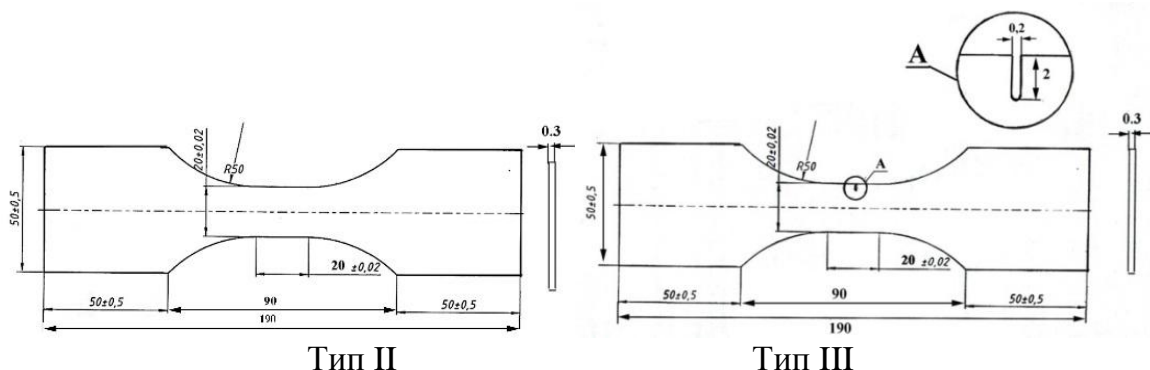


Рис. 5.14. Форма образцов для исследования влияния концентрации напряжений.

Такое резкое снижение долговечности и  $\sigma_R$  у образцов с концентратором напряжений характерно для высокопрочных сталей и связано с тем, что долговечность до разрушения в этом случае определяется периодом распространения трещины и связана с характеристиками циклической трещиностойкости [9, 42].

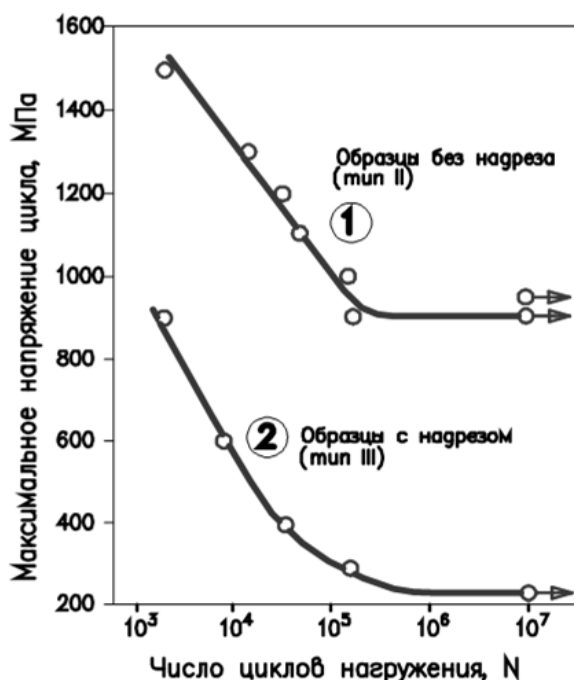


Рис. 5.15. Кривые усталости образцов из стали ВНС9 – Ш: 1 – кривая усталости без концентратора напряжений; 2 - кривая усталости с концентратором напряжений.

Известно, что высоколегированные трип - стали имеют высокую статическую трещиностойкость, однако циклическая трещиностокость этих сталей изучена недостаточно [4, 9, 20]. В работе [26] исследовали циклическую трещиностокость трип - стали (0,25 С; 9Cr; 8Ni; 3Mn; 3Si; 4Mo, вес.%) на пластинах толщиной 3 мм, с заранее выращенной усталостной трещиной, условиях повторного растяжения с частой 4 Гц. После различных режимов термомеханических обработок предел прочности стали в аустенитном состоянии колебался от 1120 МПа до 1820 МПа. Было показано, что скорость распространения усталостной трещины в данном исследовании не зависит от



уровня прочности и пластичности материала. Также было высказано предположение, что мартенситное превращение в области многоциклового усталости замедляет скорость роста трещины.

Однако в нашем случае структура трип – стали ВНС9 – Ш была аустенитно – мартенситной и толщина образцов была на порядок меньше, а частота нагружения (и следовательно скорость нагружения) на порядок больше, чем в работе [26]. В работе [4] приводятся данные о том, что с увеличением скорости деформации коэффициент интенсивности напряжений  $K_c$  резко снижается. Это снижение трещиностойкости объясняют замедлением теплоотвода от вершины трещины и это может подавлять процесс мартенситного превращения. Резкое снижение уровня циклической прочности в случае образцов с надрезом (рис. 5.15, кривая 2), по – видимому, свидетельствует о том, что в нашем случае вряд ли происходит дополнительное образование мартенсита деформации у вершины распространяющейся усталостной трещины. Однако требуются специальные дополнительные исследования по этому вопросу.

#### 5.5. Влияние технологии вырезки на механические свойства образцов из тонколистовой стали ВНС9-Ш

В настоящем разделе исследовали статическую и циклическую прочность тонколистовой высокопрочной трип – стали ВНС9-Ш в зависимости от технологии вырезки образцов [92]. Дело в том, что зарождение усталостных трещин в пластинах торсиона вертолетов происходит с боковых поверхностей и поэтому технология вырезки и структурное состояние этих поверхностей имеет важное значение, поскольку влияет на продолжительность периода зарождения усталостной трещины, а значит и на эксплуатационный ресурс изделия. Механическая вырезка и последующая механическая обработка кромок боковых поверхностей высокопрочной тонколистовой аустенитно – мартенситной стали ВНС9-Ш может привести к существенному повышению содержания мартенсита деформации на поверхности кромок реза. А это, в свою очередь, уменьшит время до зарождения усталостной трещины и уровень предела выносливости  $\sigma_R$ , поскольку, как показано выше, слишком высокое содержание мартенсита снижает усталостную прочность. Также, например, метод гидроабразивной резки не позволяет получить достаточно ровную поверхность реза, что приводит к наличию концентрации напряжений. В этом смысле метод электроэрозионной резки выглядит предпочтительнее, так как при этом методе поверхность реза ровная и таким образом снижается влияние концентраторов напряжения.

Для проведения статических и усталостных испытаний были использованы образцы из стали ВНС9-Ш двух типов (рис. 5.16). Часть образцов вырезалась из ленты гидроабразивной резкой без дальнейшей зачистки кромок, а другая часть – электроэрозионной резкой (диаметр проволоки 0,2 мм) с последующей зачисткой кромки наждачной шкуркой и полировкой кромки пастой ГОИ. Структура стали в этом разделе работы состояла из 53% аустенита и 43% мартенсита.

Испытания на усталость образцов типа II проводились на сервогидравлической машине Инстрон 8801 (максимальная нагрузка 10 т) в условиях повторного растяжения при минимальном напряжении цикла  $\sigma_{\min} = 100$  МПа, а образцов типа I также при  $\sigma_{\min} = 100$  МПа с использованием настольной механической машины Instron Electropuls E 3000

(максимальная нагрузка 300 кг). Частота нагружения у образцов всех типов была одинаковая и составляла 30 – 40 Гц.

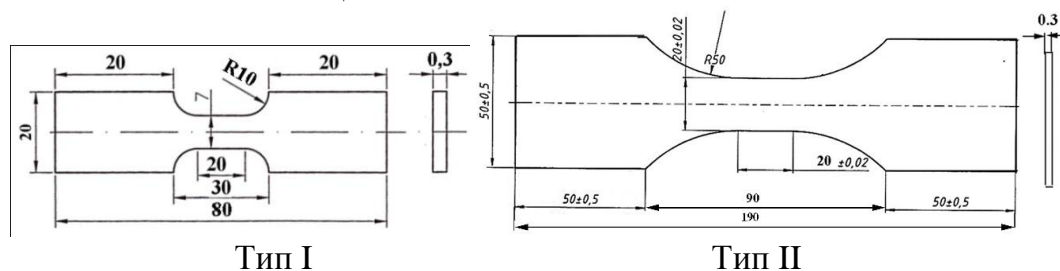


Рис. 5.16. Образцы для испытания на статическое растяжение и усталость.

В таблице 5.2 приведены характеристики механических свойств исследованных образцов, полученные в условиях статического растяжения. Также приведены механические свойства некоторых образцов типов I и II после того, как они простояли при напряжениях предела выносливости базе  $10^7$  циклов нагружения и не разрушились. У образцов типов I и II максимальные прочностные свойства ( $\sigma_B$  и  $\sigma_T$ ) наблюдаются после электроэрозионной вырезки и последующей зачистке и полировке кромок. При этом разница в значениях прочностных свойств, оцененных на образцах, полученных гидроабразивной резкой, для образцов типа I составила 200 МПа, а для образцов типа II превысила 500 МПа. Однако пластичность выше у образцов после гидроабразивной резки, что, по - видимому, связано с более ранним образованием зон пластической деформации у более грубой поверхности реза и проявлением трип – эффекта. Механические свойства материала практически не изменились у образцов, которые простояли на пределе выносливости  $10^7$  циклов нагружения и не разрушились. Это связано с тем, что напряжения предела выносливости этого материала лежат в упругой области напряжений.

Таблица 5.2

Механические свойства при статическом растяжении и после испытания на усталость на базе  $10^7$  циклов нагружения образцов из трип – стали ВНС9-Ш

	Тип образца, способ вырезки, состояние	$\sigma_{0,2} / \sigma_T$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %
1	Тип I (гидроабразивная резка)	880 / 1290	1492	33,1
2	Тип I (электроэрозионная резка)	-	-	-
3	Тип II (гидроабразивная резка)	784 / 1305	1537	61,8
4	Тип II (электроэрозионная резка)	- / 1828,6	2221,5	32,1
5	Материал после испытания на усталость на базе $10^7$ циклов Тип I (гидроабразивная резка)	- / 1300	1467	25,7
6	Материал после испытания на усталость на базе $10^7$ циклов Тип II (гидроабразивная резка)	800 / 1300	1540	58
7	Материал после испытания на усталость на базе $10^7$ циклов Тип II (электроэрозионная резка)	- / 1820,4	2278,3	34,3

На рис. 5.17, а представлены кривые усталости образцов типа I и II, вырезанных гидроабразивной резкой. Видно, что образцы с более широкой рабочей частью (тип II) имеют лучшие характеристики циклической прочности: большую почти на порядок долговечность до разрушения в интервале циклических напряжений от 600 до 900 МПа и более высокий предел выносливости, чем у образцов типа I (600 МПа и 500 МПа соответственно). Такое различие в поведении образцов типа I и типа II может быть связано с рядом факторов.

Во-первых, образцы типа I и II, хотя и испытывались при одинаковых режимах циклического нагружения, однако циклически деформировались на разных испытательных установках. Сервогидравлическая машина Инстрон 8801 обеспечивает более мягкий режим деформирования, чем механическая машина Instron Electropuls E 3000. Хотя этот фактор вряд ли сильно повлиял на уровень предела выносливости исследованных образцов. Во - вторых, концентрация напряжений при переходе от широкой части образца к рабочей части у образцов типа II значительно меньше (сравни радиус перехода 50 мм у образцов типа II мм и 10 мм у образцов типа I). В – третьих, при одинаковом состоянии кромок образцов у более широкого образца период распространения трещин должна быть более продолжительной за счет более продолжительного периода распространения трещины, в процессе которого у вершины усталостной трещины образуется зона пластической деформации.

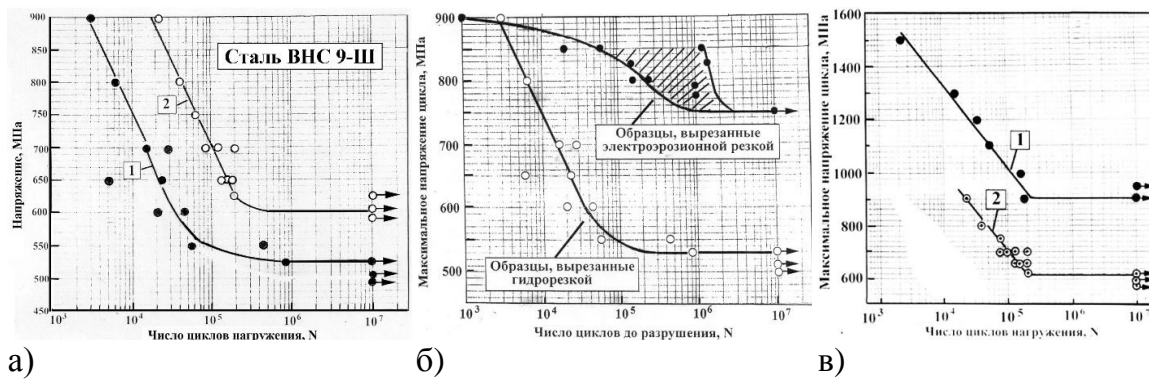


Рис. 5.17. Кривые усталости образцов из холоднокатаной ленты стали ВНС9-III: а) образцы, вырезанные гидроабразивной резкой: 1 образцы типа I; 2 – образцы типа II; б) кривые усталости образцов типа I: 1-электроэрозионная резка: 2– гидроабразивная резка; в) кривые усталости образцов типа II: 1- электроэрозионная резка: 2 – гидроабразивная резка.

На рис. 5.17, б и в представлены кривые усталости образцов типов I и II, вырезанных различным способом. Видно, что образцы тип I, вырезанные электроэрозионной резкой имеют предел выносливости  $\sigma_R$  750 МПа, что на 220 МПа превышает  $\sigma_R$  образцов, вырезанных гидроабразивной резкой (рис. 5.17, б). Для образцов типа II это различие составляет 300 МПа (рис. 5.17, в). Повышенный разброс в области ограниченной долговечности, образцов тип I, вырезанных электроэрозионной резкой (рис. 5.17, б), по-видимому, связан с тем, что у образцов, вырезанной по этой технологии, большая часть долговечности до разрушения связана с периодом зарождения трещины. А хорошо известно, что разброс долговечности при усталости в основном связан с этим периодом. При гидроабразивной резке наличие множества концентраторов напряжения на

поверхности реза, вызванное данной технологией приводит к тому, что основная долговечность до разрушения связана с периодом распространения трещины за счет ее быстрого зарождения. Поэтому разброс долговечности у образцов, вырезанных гидроабразивной резкой меньше.

Электронно - микроскопические исследования поверхности кромок подтверждают эти выводы. Поверхность реза при гидроабразивной технологии изготовления образцов типа I имеет грубый характер с выступами и впадинами (рис. 5.18, а). Размер выступов может достигать 20 мкм и для данной высокопрочной стали эти выступы и впадины являются опасными концентраторами напряжений (рис. 5.18, в). Такой размер неровностей на поверхности реза может являться критическим размером дефекта, при котором с первых циклов нагружения начинается распространение усталостной трещины. В работе [91], выполненной на образцах из высокопрочной стали SAE 9254 (0,55С; 1,44 Si; 0,60Mn; вес. %) с твердостью по Виккерсу 457HV, было показано для усталостного нагружения искусственный дефект глубиной 20 мкм является критическим (рис. 5.19). У образцов типа I, вырезанных электроэрозионной резкой таких концентраторов напряжений не наблюдается (рис. 5.18, б, г).

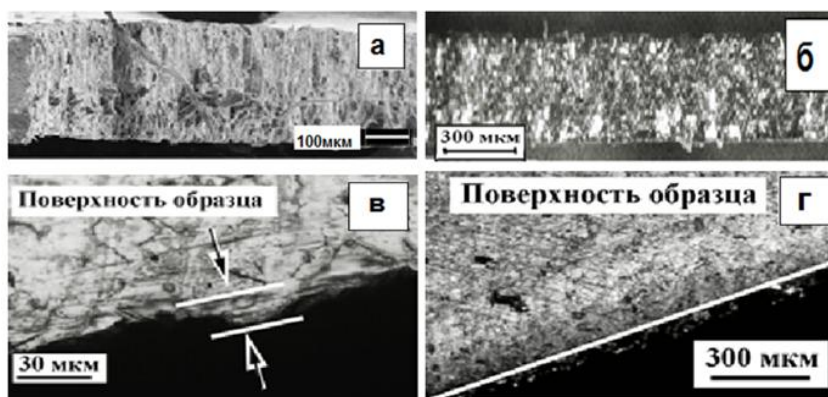


Рис. 5.18. Поверхность кромок образца, вырезанного различными методами: а – вид на боковую поверхность после гидроабразивной резки; б – вид на боковую поверхность после электроэрозионной резки в - профиль кромки реза после гидроабразивной резки; г - профиль кромки реза после электроэрозионной резки.

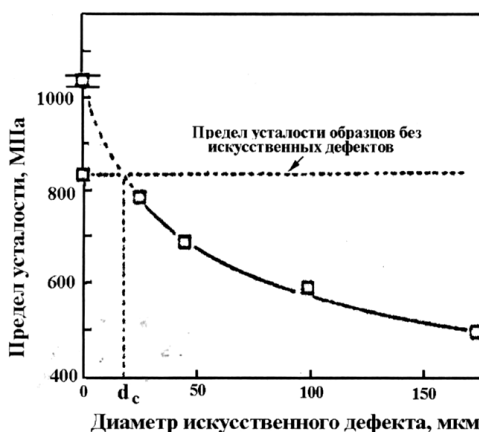


Рис. 5.19. Связь между пределом выносливости и диаметром искусственного дефекта в образцах из высокопрочной стали SAE 9254 [93]

На практике после гидроабразивной резки боковая кромка тонколистовой трип-стали подвергается механической зачистке. При этом важно, чтобы эта зачистка была очень качественной. Однако, из-за несоблюдения технологии такой операции на поверхности кромки листа могут наблюдаться микротрещины и продольные царапины (рис. 5.20, а). В случае эксплуатации в условиях усталостного нагружения такие микротрещины приводят к преждевременному разрушению пластин торсиона. Преждевременное зарождение усталостной трещины в тонколистовой трип-стали может также происходить, если непосредственно под боковой поверхностью имеется скопление неметаллических включений (рис. 5.20, б, в).

Кроме того, при механической зачистке боковой поверхности листа в поверхностных слоях структуры материала может сильно повыситься количество более прочной мартенситной фазы (за счет дополнительного образования мартенсита деформации), а это в свою очередь приводит к риску более раннего зарождения трещины. Поэтому для увеличения долговечности до зарождения усталостной трещины в этом материале нужно искать новые технологические решения обработки поверхности кромок тонколистовой трип-стали.

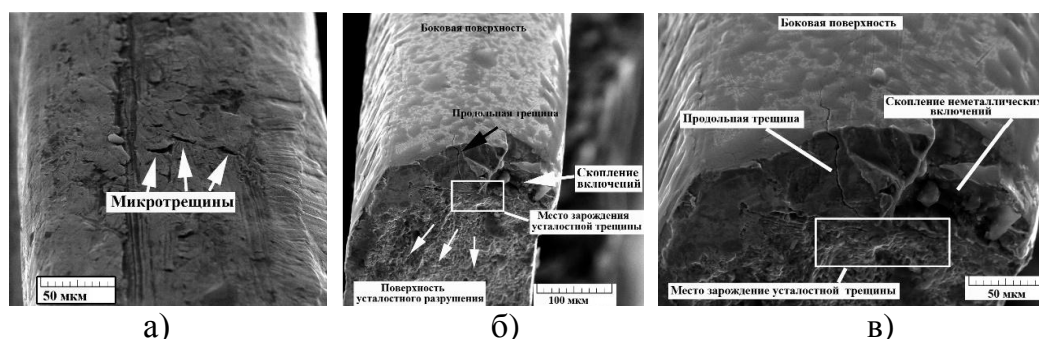


Рис. 5.20. Поверхность боковой кромки тонколистовой трип-стали после гидроабразивной резки (а) и усталостное разрушение от боковой поверхности при наличии скопления металлических включений непосредственно под поверхностным слоем (б, в).

На рис. 5.21 представлены фрактографические картины поверхностей усталостного разрушения образцов типа II, вырезанных гидроабразивной резкой. Видно, что усталостная трещина зародилась у впадины боковой поверхности, появление которой связан с технологией резки. Поверхность разрушения в зоне зарождения усталостной трещины при напряжении близком к напряжению предела выносливости имеет довольно вязкий характер с направлением роста трещины вдоль гребенчатых образований (рис. 5.21, а). При более высоком циклическом напряжении ( $\sigma_{\max} = 700$  МПа) рельеф в этой зоне более плоский с наличием многочисленных усталостных бороздок и признаками вторичного растрескивания (рис. 5.21, б).

На стадии стабильного роста усталостной трещины усталостные бороздки наблюдаются при обоих уровнях напряжений (рис. 5.20, в, г), однако при более низком напряжении рельеф остается более вязким (рис. 5.20, в). На рис. 5.20, д представлен характер усталостного разрушения на стадии ускоренного распространения усталостной трещины. Расстояние между усталостными бороздками увеличивается по сравнению со

стадий стабильного роста трещины и наблюдается более интенсивное вторичное растрескивание.

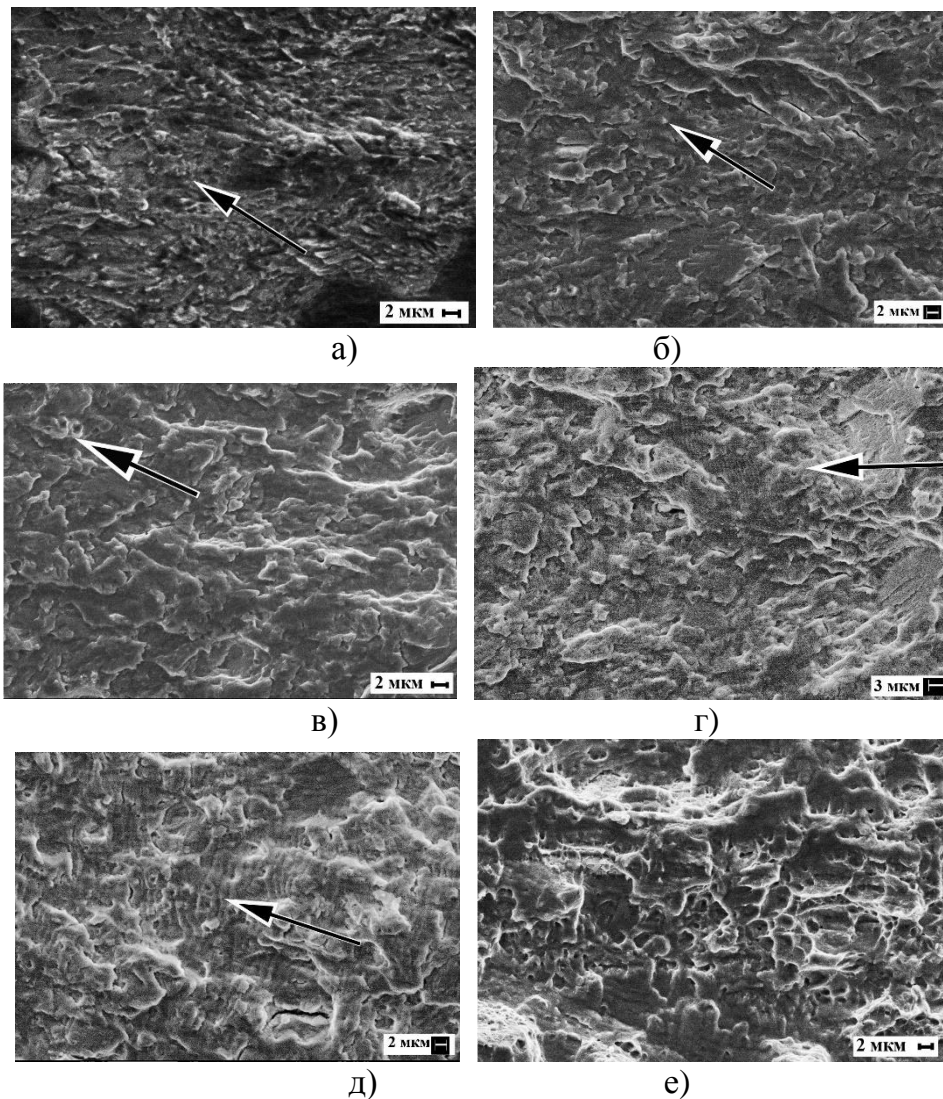


Рис. 5.21. Фрактография усталостного разрушения образцов типа II, вырезанных гидроабразивной резкой: а –  $\sigma_{\max} = 625$  МПа,  $N = 2,0 \cdot 10^5$  циклов до разрушения; б –  $\sigma_{\max} = 700$  МПа,  $N = 8,5 \cdot 10^4$  циклов; в -  $\sigma_{\max} = 625$  МПа,  $N = 2,0 \cdot 10^5$  циклов до разрушения; г- –  $\sigma_{\max} = 700$  МПа,  $N = 8,5 \cdot 10^4$  циклов; д –  $\sigma_{\max} = 650$  МПа,  $N = 3,0 \cdot 10^5$  циклов; е -  $\sigma_{\max} = 625$  МПа,  $N = 2,0 \cdot 10^5$  циклов до разрушения.

Статический долом образцов из трип - стали происходит по механизму вязкого ямочного разрушения (рис. 5.21, е). Фрактография усталостного разрушения других серий испытанных образцов имеет такой же характер, поскольку их поведение при циклическом деформировании отличается в основном временем зарождения усталостной трещины.

Таким образом, показано, что технология вырезки и обработки боковых поверхностей образцов и изделий из тонколистовой стали ВНС9 – Ш существенно влияет на характеристики усталостной прочности. Основное влияние связано с периодом зарождения усталостной трещины. Технология гидроабразивной резки с последующей

механической зачисткой поверхностей реза, которая в настоящее время используется для изготовления пластин торсионов, нуждается в совершенствовании.

5.6. Исследование усталостных свойств материала торсионов несущих винтов вертолетов после различной выработки ресурса эксплуатации

Чтобы оценить как влияет ресурс эксплуатации торсионов несущих винтов вертолетов на изменение механических свойств пластин из стали ВНС9-Ш, из которых собираются торсионы, в настоящем разделе исследовалась статическая и усталостная прочность образцов, вырезанных из пластин торсионов, бывших в эксплуатации [7]. На рис. 5.21 для примера, представлена конструкция устройства [рукава] торсионного крепления лопасти вертолета Ка-50 к втулке несущего винта [87] и зона вырезки материала, из торсионов.



Рис. 5.21. Конструкция устройства [рукава] торсионного крепления лопасти вертолета к втулке несущего винта (а) [95] и зона вырезки материала, из торсионов после их эксплуатации (б).

Для изучения влияние эксплуатационной наработки следовали статическую и усталостную прочность трех партий образцов, вырезанных из ленты стали ВНС9-Ш производства завода «Серп и Молот». Химический состав, фазовый состав и механические свойства, исследованных материалов, представлены в таблице 5.3.

Таблица 5.3  
Химический состав, фазовый состав и механические свойства стали ВНС9 – Ш

№ партии	Химический состав, % (мас.)	Материал	$\gamma/\alpha'$ , %	$h$ , мм	$\sigma_s$ , МПа	$\sigma_{0,2} (\sigma_T)$ , МПа	$\delta$ , %
1	0,214 С; 14,80 Cr; 5,59 Ni; 2,08 Mo; 0,493 Mn; 0,572 Si; 0,015 Ti; 0,007 Al; Fe – основа	Исходное состояние	40/60	0,30	1661	950	33,8
2	0,25 С; 14,0 Cr; 5,52 Ni; 1,82 Mo; 0,397 Mn; 0,519 Si; 0,020 Ti; 0,01 Al; 0,07 Ce; Fe – основа	Материал торсиона после 30% выработки ресурса	40/60	0,30	1461	1140 (1200)	34,5
3	0,25 С; 14,0 Cr; 5,52 Ni; 1,82 Mo; 0,397 Mn; 0,519 Si; 0,020 Ti; 0,01 Al; 0,07 Ce; Fe – основа	Материал торсиона после 100% выработки ресурса	40/60	0,30	1515	1070 (1150)	40,0

Механические свойства при статическом растяжении и в условиях циклического деформирования определяли на одних и тех же плоских образцах

Из представленных данных видно (таблица 5.3), что у материала после эксплуатации повышается предел текучести и пластичность, но снижается уровень предела прочности (по – видимому, за счет накопленных в процессе эксплуатации структурных повреждений). Эффект снижения твердости листового трип – стали в процессе циклического деформирования наблюдался в работе [86], а, как известно, между твердостью и пределом прочности существует корреляционная зависимость.

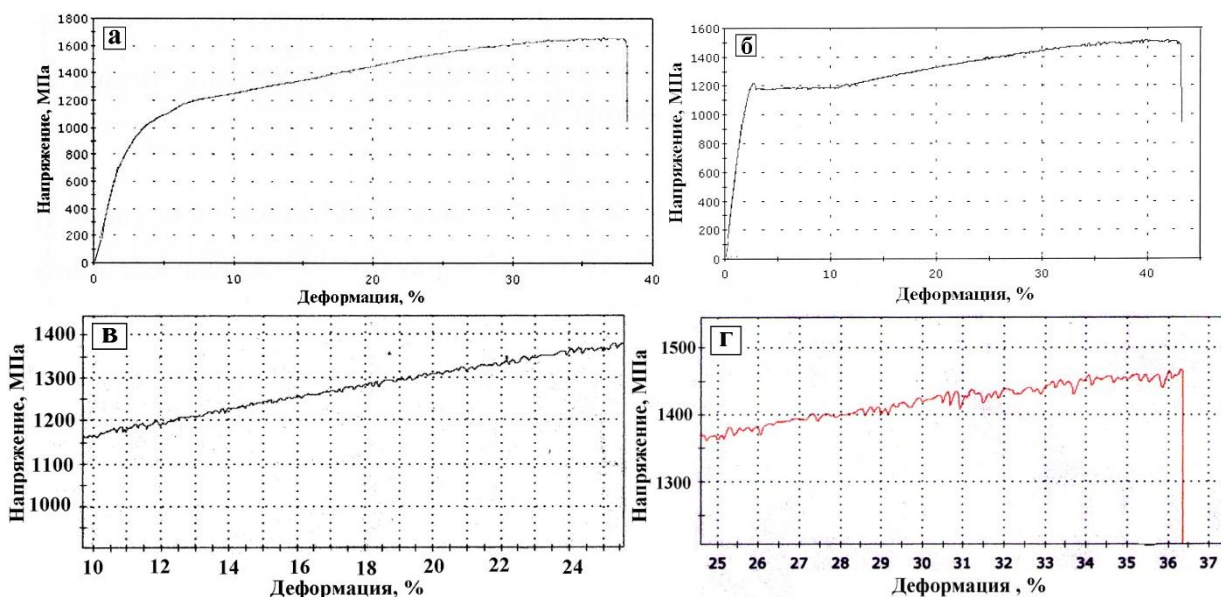


Рис. 5.23. Кривые статического растяжения образцов из трип – стали ВНС 9-III: а – образец из исходной ленты партии 1; б – образец, вырезанный из торсиона партии 2; в – участок кривой деформационного упрочнения торсиона партии 2 в интервале деформаций от 10 до 24%; г - участок кривой деформационного упрочнения торсиона 7 в интервале деформаций от 25% до окончательного разрушения.

Следует отметить, что полученные механические свойства образцов серий 2 и 3 определялись из материала, вырезанного вдали от места разрушения торсиона. Непосредственно вблизи зоны разрушения механические свойства будут несколько отличаться от рассмотренных выше механических свойств.

У образцов, вырезанных из торсиона, на кривой статического растяжения появилась четко выраженная площадка текучести (рис. 5.23, б), в то время как, у исходного материала она отсутствовала (рис. рис. 5.23, а). В работе [22] было показано, что площадка текучести у трип – стали появляется после предварительной пластической деформации и последующего отпуска. Повышение предела текучести и пластичности у образцов, вырезанных из торсиона, косвенно свидетельствует о том, что при эксплуатации в условиях циклического деформирования у материала торсиона происходит дополнительное образование мартенсита деформации, а повышение пластичности связано с трип – эффектом. В работе [21] на тонколистовых образцах из трип - стали 23X15H5CM3Г было показано, что в процессе многоциклового циклического



деформирования может происходить прирост количества мартенсита деформации, увеличение плотности дислокаций в аустените и релаксация микронапряжений.

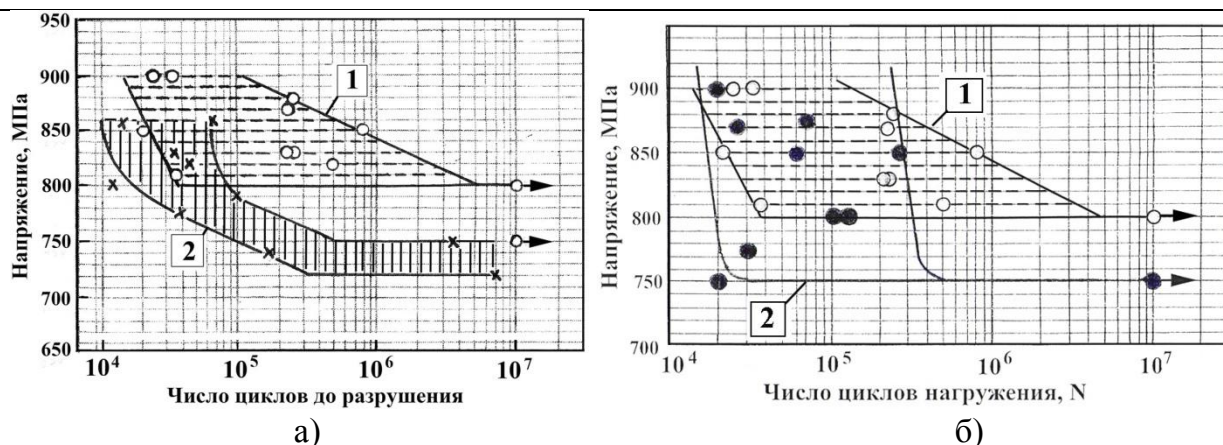


Рис. 5.23. Кривые усталости. (а) - Сравнение кривых усталости исходных образцов стали ВНС9-Ш партии 7 (кривая 1) и образцов, вырезанных из торсиона после 100%-ой выработки ресурса (партия 8, кривая 2);(б) – сравнение кривых усталости исходных образцов партии 7 (кривая 1) и образцов, вырезанных из торсиона после 30%-ой выработки ресурса (кривая 2)

На рис. 5.24 представлены результаты испытания на усталость исследованных серий образцов в условиях повторного растяжения. Видно, что образцы исходного материала имеют очень большой разброс долговечности до разрушения в интервале напряжений 800 – 900 МПа. Предел усталости  $\sigma_R$  составляет 800 МПа (рис. 5.24, заштрихованная область 1). Большой разброс долговечности исходного материала косвенно свидетельствует о неоднородной структуре трип – стали данной выплавки. Образцы, вырезанные из торсионов, отслуживших свой срок, также имеют большой разброс экспериментальных данных и показывают худшую циклическую прочность по сравнению с образцами, вырезанными из исходного материала торсионов.  $\sigma_R$  находится вблизи напряжений 720 МПа – 750 МПа.

Фрактографический анализ поверхностей разрушения стали ВНС9 – Ш во всех исследованных состояниях показал, что распространение усталостной трещины происходит по вязкому механизму разрушения. На рис. 5.25 и 5.26 представлены данные исследований поверхностей разрушения исходного материала в состоянии поставки (партия 1) и образцов, вырезанных из торсионов, отслуживших свой срок (партии 2 и 3).

На рис. 5.25, а, б представлены картины поверхности усталостного разрушения образца из исходного листа трип – стали марки ВНС9 - Ш в зоне зарождения усталостной трещины. В этой области наблюдается сложный вязкий рельеф поверхности разрушения. Усталостная трещина распространяется вдоль вытянутых гребневидных образований. В зоне стабильного роста трещины наряду с гребенчатым рельефом наблюдается чешуйчатый рельеф (рис. 5. 25, в). На рис. 5.25, г виден переход от стадии стабильного роста к стадии ускоренного распространения трещины, на которой наблюдаются широкие гребни вязкого характера разрушения с признаками бороздчатости характерной для циклического разрушения (рис. 5.25, д). Статический долом образца носит характер вязкого ямочного разрушения (рис. 5.25, е).

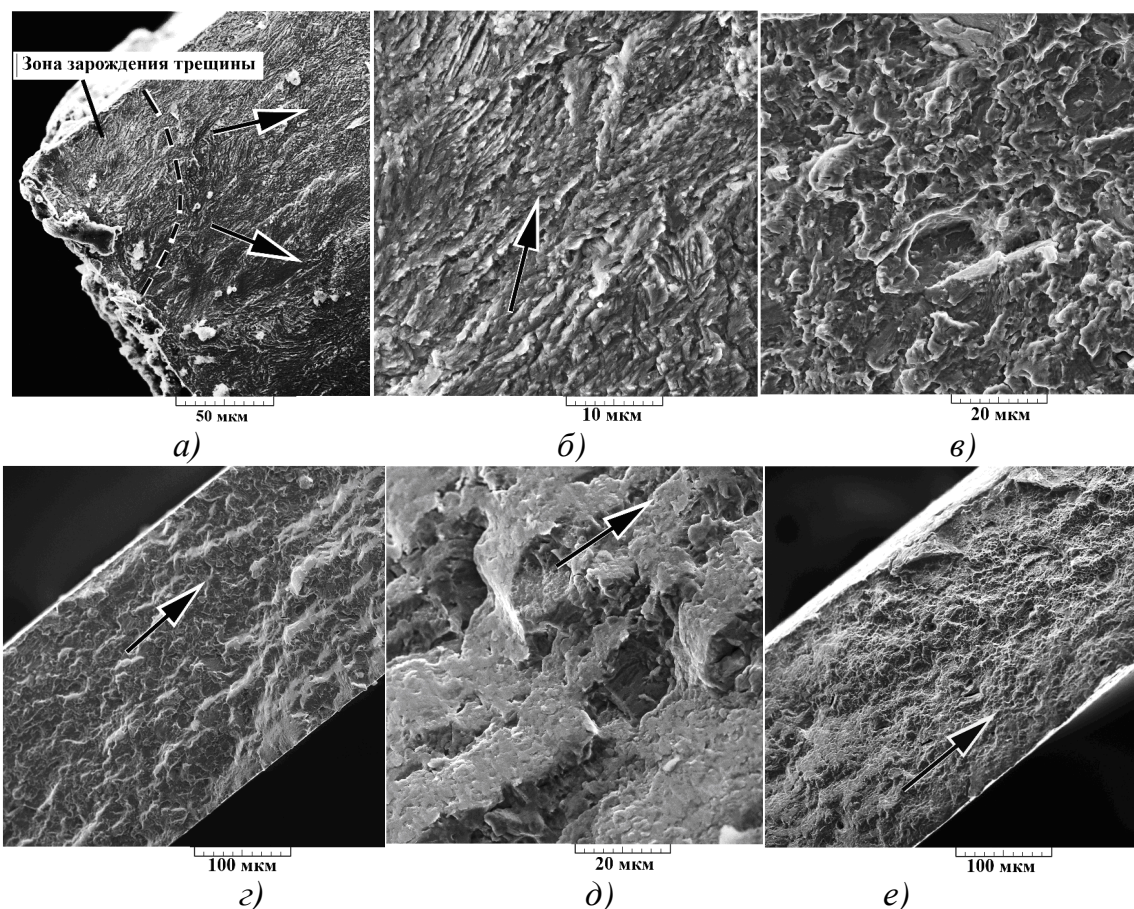


Рис. 5.25. Фрактография усталостного разрушения образца из исходного материала:  $\sigma_{\max} = 820$  МПа, долговечность до разрушения  $5 \cdot 10^5$  циклов нагружения. Стрелками указано направление распространения усталостной трещины.

Поверхность усталостного разрушения образца, вырезанного из отслужившего ресурс торсиона (сталь серии 3), несколько отличается от поверхности разрушения исходного материала. В зоне зарождения усталостной трещины наблюдается более плоский рельеф поверхности с четкими признаками усталостного разрушения: появление бороздчатого рельефа (рис. 5.26, а, б). По – видимому, это связано с повышением пластичности в результате циклических эксплуатационных нагрузок. Зона стабильного роста трещины также как и у исходного материала связана с чешуйчатым характером разрушения, но размер чешуек более крупный и видны мелкие трещинки, связанные с вторичным растрескиванием (рис. 5.26, в). Зона ускоренного роста трещины также похожа на поверхность разрушения исходного образца: видны широкие вязкие гребни, между которыми наблюдается чешуйчатая поверхность разрушения (рис. 5.26, г). На рис. 5.26, д видна зона перехода от усталостного разрушения (зона А на рис. 5.26, д) к области статического разрушения образца (зона Б на рис. 5.26, д). Зона статического долома образца, вырезанного из торсиона, связана с грубой поверхностью разрушения с сочетанием областей вязкого ямочного разрушения и областей сдвига (рис. 5.26, е). В самом конце статического долома вязкие ямки имеют меньший размер по сравнению с ямками вязкого разрушения исходного материала.

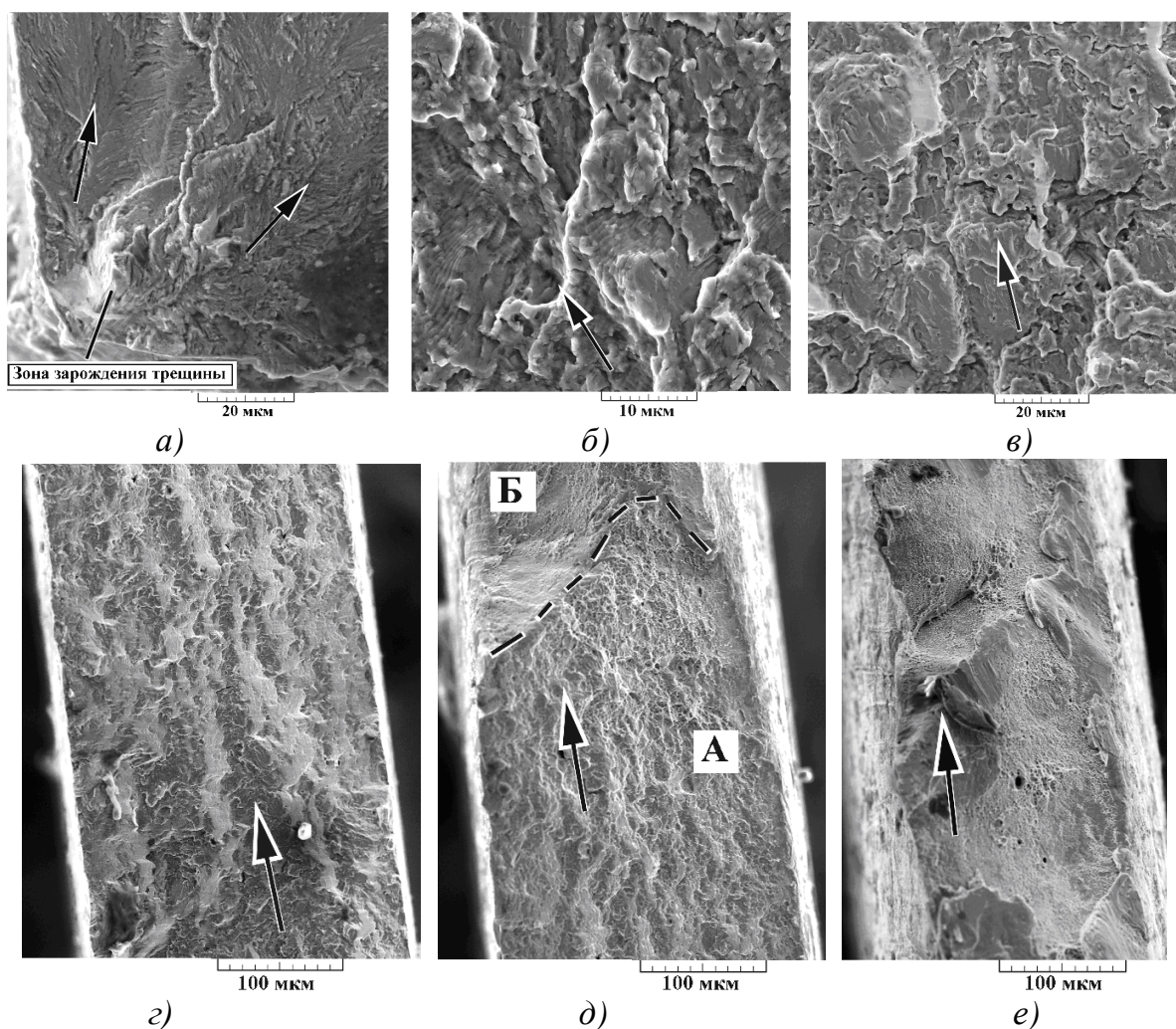


Рис. 5.26. Фрактография усталостного разрушения образца, вырезанного из торсиона:  $\sigma_{\max} = 750$  МПа, долговечность до разрушения  $3,55 \cdot 10^6$  циклов нагружения. Стрелками указано направление распространения усталостной трещины.

Таким образом, показано, что при эксплуатационных нагрузках торсионов, изготовленных из стали ВНС9-Ш, в стали происходят структурные изменения, приводящие к снижению уровня циклической прочности.

### 5.7. Периодичность усталостного разрушения тонколистовой трип-стали ВНС9-Ш

Как уже упоминалось в высокопрочных сталях очень важно знать долговечность до зарождения критического размера усталостной трещины, при котором заканчивается период зарождения усталостной трещины и начинается период ее распространения. Для изучения вопроса о длительности периода зарождения усталостной трещины в листовой стали ВНС9-Ш был проведен следующий эксперимент.

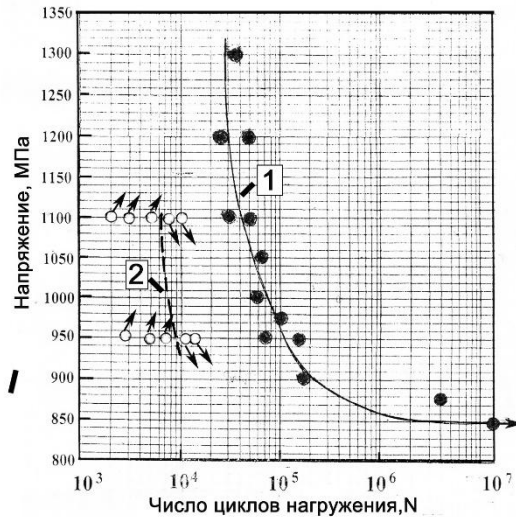


Рис.5.27. Характеристики усталости образцов из трип-сталиВНС9-Ш: 1- кривая усталости; 2 – кривая повреждаемости (линия Френча)

После построения кривой усталости, с использованием двух уровней максимальных напряжений цикла  $\sigma_{\max}$  равных 950 МПа и 1100 МПа, образцы нагружались до определенного числа циклов (меньшего долговечности до разрушения), а затем перегружались на уровень предела выносливости  $\sigma_{\max} = 850$  МПа и испытывались до  $10^6$  циклов. Если образцы после предварительного числа циклов нагружения и перегрузки на  $\sigma_{\max} = 850$  МПа на базу  $10^6$  циклов не разрушались, то у этих образцов ставили стрелку вверх, а если разрушались – стрелку вниз. Таким образом, определяли долговечность до зарождения усталостной трещины или окончание периода зарождения усталостной трещины и начала периода распространения трещины. Эта методика оценки усталостной повреждаемости носит названия метода Френча [139]. Кривая 2 на рис. 5.27 представляет собой линию повреждаемости Френча, которая характеризует окончание периода зарождения усталостной трещины и начала периода ее распространения. Обычно повреждаемость на линии Френча связана с длиной трещины порядка размера зерна. Из данных рис. 5.27 следует, что при  $\sigma_{\max} = 1100$  МПа на период зарождения трещины приходится  $\sim 13\%$  долговечности до разрушения, а при  $\sigma_{\max} = 950$  МПа  $\sim 10\%$ . Большая продолжительность периода распространения трещины в трип-стали связана с тем, что впереди растущей трещины образуется зона пластической деформации и добавочное количество мартенсита за счет фазового превращения. Эти процессы приводят к сравнительно медленному распространению усталостной трещины. Таким образом, период зарождения усталостной трещины у тонколистовой стали ВНС9-Ш составляет 10-13 % от общей долговечности до разрушения.

## 5.8. Основные выводы по главе

1. Изучены особенности поведения стали ВНС9-Ш в условиях циклического деформирования. Показано, что предел усталости  $\sigma_R$  стали ВНС9-Ш в условиях растяжения при примерно равном содержании аустенита и мартенсита находится в интервале напряжений 800 - 900 МПа. При этом его значение на 450 МПа ниже условного

предела текучести  $\sigma_{0,2}$  и на 750 МПа ниже физического предела текучести  $\sigma_T$ . Такое поведение этой стали контрастирует с закономерностями циклического деформирования низкоуглеродистых сталей, у которых также имеется площадка текучести на кривых статического растяжения, однако  $\sigma_R$  обычно близок к значению  $\sigma_T$ , а иногда даже выше его.

2. Показано, что на начальных стадиях циклического деформирования наблюдается своеобразный характер прохождения деформации Людерса – Чернова по нескольким системам скольжения. При циклических напряжениях ниже  $\sigma_T$  деформация Людерса – Чернова осуществляется не в виде последовательного прохождения фронта, а путем постепенного накопления микропластической деформации в локальных объемах металла. Изучены также особенности механизмов распространения усталостной трещины в зависимости от амплитуды циклического напряжения.

3. Исследование влияния ряда факторов на усталостную прочность стали ВНС9-Ш показало, что:

а - фазовый состав поверхностного слоя существенно влияет уровень предела усталости  $\sigma_R$ . Для сохранения высоких значений  $\sigma_R$  содержание мартенсита деформации в поверхностном слое не должно превышать 60%;

б – экспериментальные результаты по влиянию асимметрии цикла нагружения при повторном циклическом деформировании показали повышение характеристик усталостной прочности с ростом минимального напряжения цикла и могут быть использованы для прогнозирования циклической прочности торсионов вертолетов, которые изготавливаются из листовой стали ВНС9-Ш;

в - наблюдается резкое снижение уровня циклической прочности стали ВНС9-Шв случае наличия концентратора напряжений;

г - технология вырезки и обработки боковых поверхностей торсионов из листов стали ВНС9-Ш существенно влияет на характеристики усталостной прочности, в основном, на уровень напряжения зарождения усталостной трещины;

д - при эксплуатационных нагрузках торсионов, изготовленных из стали ВНС9-Ш, в стали происходят структурные изменения, приводящие к снижению уровня циклической прочности;

е - с использованием метода Френча показано, что период зарождения усталостной трещины в тонколистовой стали ВНС9-Ш составляет 10-13 % от общей долговечности до разрушения при напряжении, превышающем  $\sigma_R$  на 30%.

## ГЛАВА 6. ОЦЕНКА ОПТИМАЛЬНОГО СОДЕРЖАНИЯ МАРТЕНСИТА В СТАЛИ ВНС9-Ш И РЕКОМЕНДАЦИИ ДЛЯ УТОЧНЕНИЯ ТЕХНИЧЕСКИХ УСЛОВИЙ ЗАВОДСКОЙ ПРИЕМКИ ГОТОВОГО ЛИСТА

### 6.1. Фазовый состав стали ВНС9-Ш для получения материала с оптимальным сочетанием высоких прочностных характеристик и необходимой пластичностью

В работах показано [6, 22, 50,91], что количество мартенсита в двухфазной аустенитно-мартенситной трип-стали сильно влияет на комплекс механических свойств. Особенностью тонколистовой трип - стали ВНС9-Ш является то, что приповерхностные слои металла содержат большее количество мартенсита, чем внутренние [6, 36 - 38]. Это связано с тем, что на заключительном этапе холодной прокатки металл по сечению деформируется неравномерно. Для оценки работоспособности этого материала в условиях циклического деформирования важно знать фазовый состав поверхностных слоев. Дело в том, что при производстве тонколистовой стали ВНС9-Ш она подвергается многочисленным операциям, и листы, полученные из разных плавок стали ВНС 9-Ш, могут иметь несколько отличающийся фазовый состав, что приводит к некоторому (иногда даже к существенному) различию в уровне механических свойств при статическом и циклическом деформировании. К сожалению, в технической литературе нет систематических данных о связи между количеством мартенсита и уровнем механических свойств в метастабильных аустенитно-мартенситных нержавеющей сталях [4, 5], хотя в случае высоколегированных трип- сталей отмечается, что лучшее сочетание прочности и пластичности достигается при приблизительно равном содержании аустенита и мартенсита [4, 5, 39].

Поэтому была поставлена задача оценить диапазон фазового состава (определенного рентгеноструктурным анализом), при котором листы из стали ВНС9-Ш соответствуют требованиям заводской приемке по условиям ТУ 14-1-4126-86 «Лента из коррозионно-стойкой стали марки 23X15H5AM3 – Ш (ВНС 9-Ш)». Это важно, поскольку листы из стали ВНС9-Ш используются при изготовлении ответственных деталей авиационной техники. По условиям заводской приемки у готового листа из стали ВНС9-Ш должны быть следующие механические свойства: предел прочности  $\sigma_b \geq 1500$  МПа, условный предел текучести  $\sigma_{0,2} \geq 1300$  МПа, относительное удлинение  $\delta \geq 12\%$ .

В данном разделе работы обобщены результаты исследования механических свойств листовой аустенитно – мартенситной трип- стали 23X15Y5AM3-Ш в условиях статического и циклического деформирования [9, 22, 36 - 38, 91, 92].

Структура исследованной стали состоит из двух фаз: наклепанного аустенита ( $\gamma$  – фаза) и мартенсита деформации ( $\alpha'$  – фаза). Но была также изучена сталь в чисто аустенитном состоянии. Все испытания на статическое растяжение проводились на электро-механической 10 – тонной машине Instron 3380, со скоростью испытаний 1мм/мин. Испытания на усталость образцов трип-стали (толщиной  $h = 0,3$  мм) проводились на электромеханическом пульсаторе Instron Electropuls E 3000, а образцов из трип-стали толщинами 2 - 4 мм на 10 тонной сервогидравлической машине Instron 8801. Все испытания на усталость на базе 107 циклов проводились в условиях повторного растяжения с постоянным минимальным напряжением цикла  $\sigma_{\min} = 100$  МПа и частотой нагружения 30 циклов/сек. Для испытаний на статическое растяжение и испытаний на

усталость использовались одни и те же образцы шириной 4 мм и длиной рабочей части 20 мм.

В таблице 6.1 представлены обобщенные данные по влиянию содержания мартенсита, определенного методом рентгеноструктурного анализа в поверхностном слое, на комплекс механических свойств листовой аустенитно-мартенситной трип – стали 23X15Y5AM3-Ш, а на рис. 6.1 представлена зависимость изменения предела прочности  $\sigma_b$  от содержания мартенсита деформации в этой стали. Видно, что минимальное значение  $\sigma_b = \sim 700$  МПа наблюдается у трип- стали после закалки (100% аустенитной фазы), а максимальное значение 1861 МПа при приблизительно равном содержании аустенита и мартенсита. С увеличением содержания мартенсита деформации наблюдается снижение уровня прочности, и при 100% - ом содержании мартенсита  $\sigma_b = 1262$  МПа. Пунктирная линия на рис. 6.1 соответствует минимально необходимому значению  $\sigma_b$  для стали ВНС9-Ш толщиной 0,3 мм по ТУ 14-1-4126-86. Из рис. 6.1 видно, что этому требованию соответствует листовая сталь с содержанием мартенсита в диапазоне от 22% до 85%. Однако для надежности получения качественного материала, по-видимому, можно рекомендовать ориентироваться на диапазон от 30% до 65% содержания мартенсита деформации.

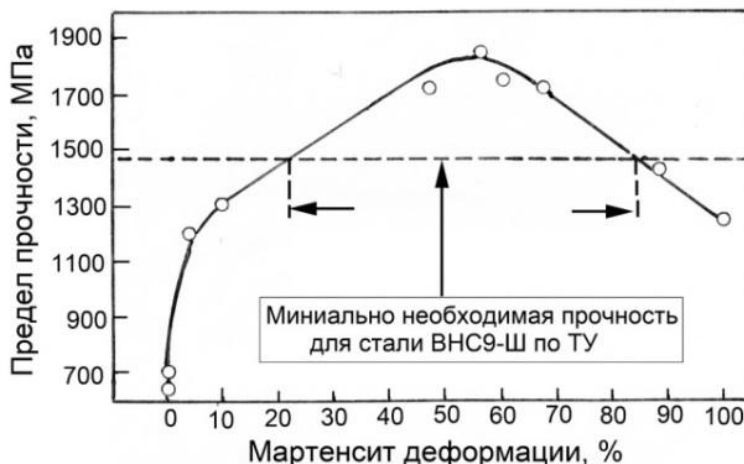


Рис. 6.1. Зависимость предела прочности от содержания мартенсита деформации в стали ВНС9-Ш

На рис. 6.2 приведены характерные диаграммы статического растяжения для трип-сталей с сильно различающимся содержанием мартенсита деформации. В чисто аустенитном состоянии (закалка) на кривой растяжения отсутствует площадка текучести и наблюдается интенсивное деформационное упрочнение (рис. 6.2, а) [91]. В работе [59] с использованием рентгеноструктурного анализа и метода акустической эмиссии показано, что в этом случае образование мартенсита деформации при статическом растяжении начинается с деформации  $\sim 13\%$  и после разрушения его количество составляет  $\sim 22\%$ .

В случае примерно одинакового содержания  $\gamma$  – фазы и  $\alpha$  – фазы (рис. 6.2, б) в стали ВНС9-Ш на кривых статического растяжения присутствует протяженная площадка текучести и наблюдается интенсивная зубчатость, которая свидетельствует о протекании фазового превращения [56]. В работе показано [57], что в этом случае дополнительное образование мартенсита деформации ( $\alpha$  – фаза) происходит уже на площадке текучести и после окончательного разрушения в материале наблюдается 72% мартенсита деформации.

Таблица 6.1

Влияние содержания мартенсита деформации в трип-сталях на механические свойства

Вариант	Состав, % (мас.)	Обработка	$\gamma/\alpha'$ , %	$h$ , мм	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_{0,2} (\sigma_T)$ , МПа	$\delta$ , %	$\sigma_R$ , МПа	Ссылки
Лабораторный эксперимент	0,213 С; 15,1 Cr; 5,84 Ni; 2,99 Мо; 0,988 Mn; 0,664 Si; 0,024 Ti; 0,011 Al; Fe — основа	Закалка от 1100 °С	100/0	3,0	632	366	24,3	—	[91]
			100/0	2,0	700	351	42	500	[91]
			96/4	2,0	1205	723	75	600	[91]
Лабораторный эксперимент	0,20 С; 14,30 Cr; 5,77 Ni; 2,60 Мо; 0,398 Mn; 0,425 Si; 0,012 Ti; 0,004 Al; Fe — основа	Холодная прокатка	90/10	0,8	1298	850	75,5	—	[22]
			0,214 С; 14,80 Cr; 5,59 Ni; 2,08 Мо; 0,493 Mn; 0,572 Si; 0,015 Ti; 0,007 Al; Fe — основа	Холодная прокатка	39/61	0,3	1750	894	21,6
Промышленное производство	0,25 С; 14,0 Cr; 5,52 Ni; 1,82 Мо; 0,397 Mn; 0,519 Si; 0,020 Ti; 0,01 Al; 0,07 Ce; Fe — основа	Холодная прокатка	33/67	0,3	1710	1400 (1600)	29,1	750	[7]
			0,20—0,25 С; 14,5—16,0 Cr; 4,8—5,8 Ni; 2,7—3,2 Мо; Mn < 1,0; Si < 0,6 (сталь ВНС9-Ш)	Холодная прокатка	53/47	0,3	1721	1304 (1425)	41,0
	44/56	0,3	1861		1350 (1675)	30,0	900	[84]	
				12/88	0,33	1426	945	21	570
			0/100	0,35	1262	734	10,5	500	[7]
Требования ТУ 14-1-4126-86 (нагартованное состояние)					$\geq 1500$	$\geq 1300$	$\geq 12$	—	

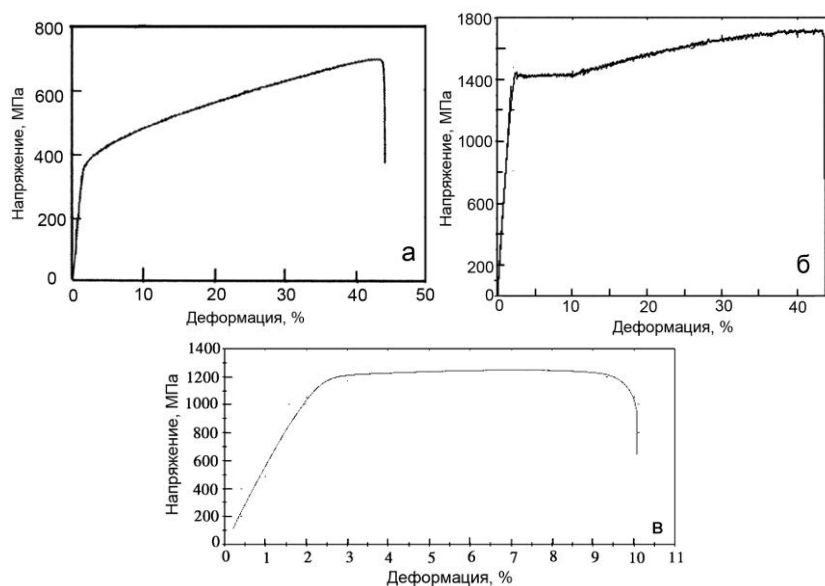


Рис. 6.2. Вид кривых растяжения аустенитно-мартенситных трип-сталях с различным содержанием мартенсита: а - 0% [91]; б- 56% [92]; 100% [84].

При содержании в поверхностном слое 100%  $\alpha'$  – фазы [75] на кривой растяжения стали ВНС9-Ш отсутствует физический предел текучести, наблюдается минимальное значение относительного удлинения и вид кривой растяжения характерен для материалов, у которых не наблюдается фазового превращения при пластической деформации (рис. 6.2, в). Однако, и в этом случае при определенных скоростях деформации во внутренних объемах металла наблюдается небольшой прирост  $\alpha'$  – фазы.



На рис. 6.3 представлена зависимость изменения предела текучести от содержания мартенсита деформации в трип-сталях (по данным таблицы). Видно, что наблюдается такой же характер зависимости, как и в случае предела прочности.

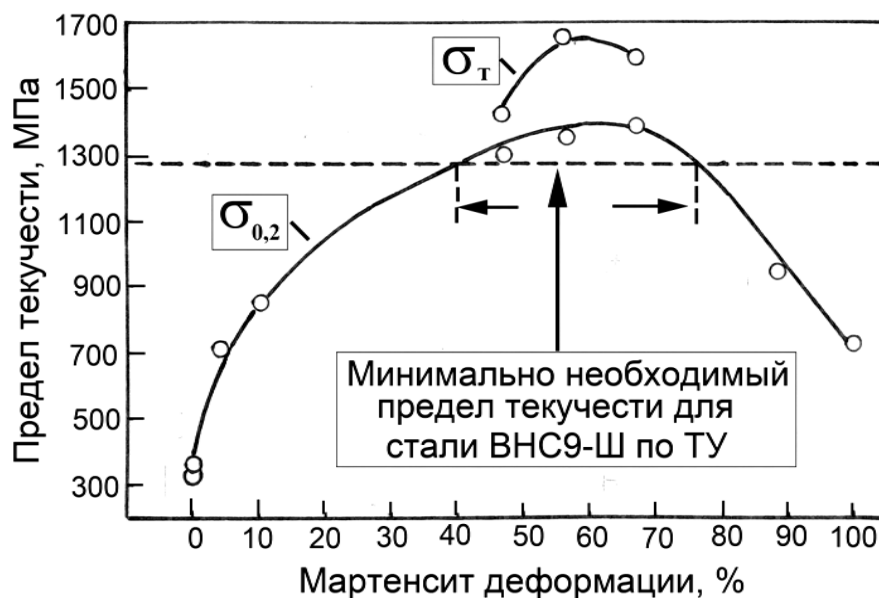


Рис. 6.3. Зависимость предела текучести от содержания мартенсита деформации в стали ВНС9-Ш

Минимальное значение условного предела текучести  $\sigma_{0,2} = 300$  МПа наблюдается у трип- стали после закалки (100% аустенитной фазы), а максимальное значение 1400 МПа при приблизительно равном содержании аустенита и мартенсита. Однако, в этом случае на кривой растяжения наблюдается физический предел текучести  $\sigma_T = 1600$  МПа и в этом случае нужно оценивать именно  $\sigma_T$ . С увеличением содержания мартенсита деформации наблюдается снижение уровня предела текучести, и при 100% - ом содержании мартенсита  $\sigma_{0,2} = 734$  МПа. Пунктирная линия на рис. 6.3 соответствует минимально необходимому значению  $\sigma_{0,2}$  для стали ВНС9-Ш толщиной 0,3 мм по ТУ 14-1-4126-86. Из рис. 6.3 видно, что этому требованию соответствует листовая сталь с содержанием мартенсита в диапазоне приблизительно от 40% до 76% по значениям условного предела текучести  $\sigma_{0,2}$ . Однако, если учитывать величины физического предела текучести  $\sigma_T$  (а по ГОСТу в случае наличия на кривой растяжения площадки текучести требуется оценивать  $\sigma_T$ , а не  $\sigma_{0,2}$ ), рекомендуемый интервал мартенсита должен находиться в интервале от 46% до 67. Таким образом, одним из критериев получения трип- стали ВНС9-Ш с лучшими механическими свойствами является наличие на кривых статического растяжения площадки текучести.

На рис. 6.4 представлена зависимость изменения относительного удлинения  $\delta$  от содержания мартенсита деформации в трип-сталях (по данным таблицы). Видно, что по относительному удлинению (по ТУ удлинение  $\delta$  должно быть не менее 10%)  $\delta$  в диапазоне содержания мартенсита от 0 % до 70% отвечает техническим условиям.

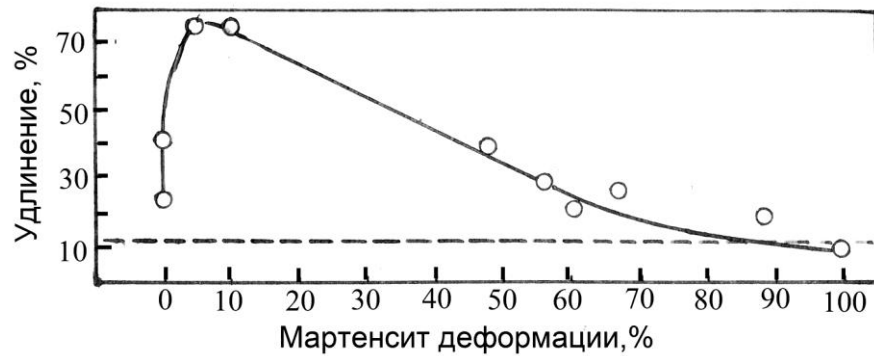


Рис. 6.4. Зависимость относительного удлинения от содержания мартенсита деформации в стали ВНС9-III (пунктирная линия отражает уровень минимального удлинения необходимого по ТУ)

Поскольку листовая сталь ВНС9-III толщиной 0,3 мм используется для изготовления ответственных деталей авиационной техники, работающих в условиях сложно напряженного циклического нагружения, то особенно важно рассмотреть, как влияет содержание мартенсита в этой стали на усталостную прочность (рис. 6.5).

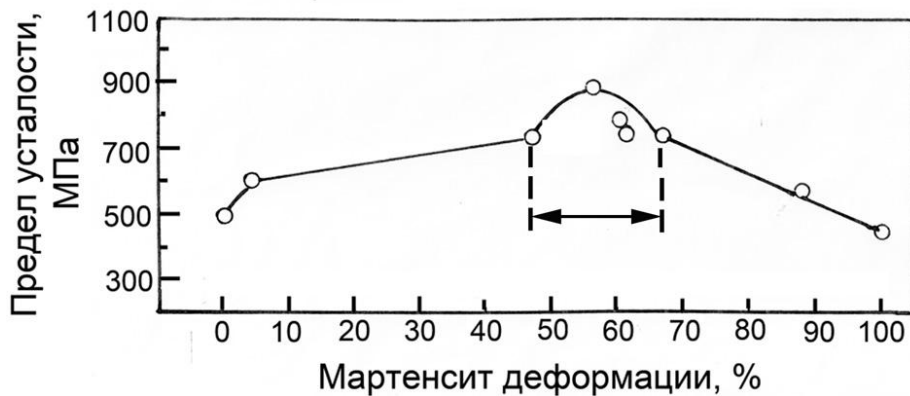


Рис. 6.5. Зависимость предела усталости от содержания мартенсита деформации в стали ВНС9-III.

Минимальные значения предела усталости  $\sigma_R = 500$  МПа наблюдаются у трип-стали после закалки (100% аустенитной фазы) и стали с 100% - ом содержанием мартенсита. Максимальные значения  $\sigma_R$  в интервале напряжений от 750 МПа до 900 МПа наблюдаются в интервале содержания мартенсита приблизительно от 45% до 65% (рис. 6.5 и рис. 6.6). Можно отметить, что у всех кривых усталости на базе  $10^7$  циклов нагружения наблюдается четкий физический предел усталости и большинство образцов разрушается в области малоциклового усталости (до  $10^5$  циклов) (рис. 6.6).

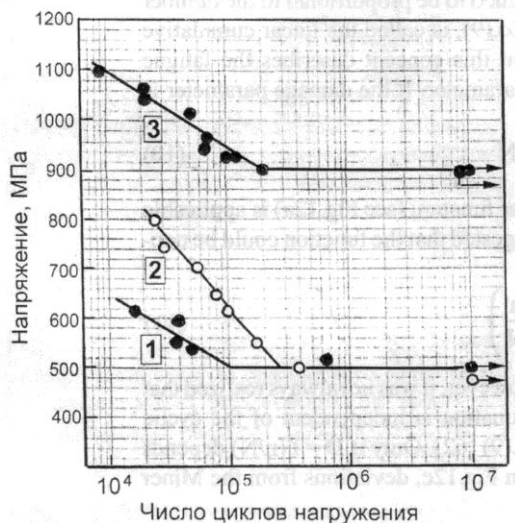


Рис. 6.6. Кривые усталости образцов стали ВНС9-Ш с различным содержанием мартенсита деформации: 1 – материал с 100% аустенита; 2 – 100% мартенсита; 3 – 56% мартенсита.

Таким образом, с учетом анализа влияния количества мартенситной фазы на комплекс механических свойств ( $\sigma_b$ ,  $\sigma_{0,2}$  или  $\sigma_T$ ,  $\sigma_R$ ) тонколистовой холоднокатаной стали ВНС9-Ш толщиной 0,3 мм и требований ТУ 14-1-4126-86 «Лента из коррозионно-стойкой стали марки 23Х15Н5АМЗ – Ш (ВНС 9-Ш)». можно рекомендовать изготовление стали с содержанием мартенсита деформации, определенном рентгеноструктурном анализом поверхностного слоя, в диапазоне 45% -65%. Именно в этом интервале рекомендованные ТУ механические характеристики совпадают со значениям  $\sigma_T$  и  $\sigma_R$ . Именно только в этом интервале содержания мартенсита в листовой стали ВНС9-Ш на кривой статического растяжения наблюдается площадка текучести.

## 6.2. Рекомендации для повышения надежности и долговечности ответственных деталей авиационной техники, изготавливаемой из трип-стали ВНС9-Ш

В результате комплексных исследований тонколистовой аустенитно-мартенситной трип- стали ВНС9-Ш, проведенных в данной диссертационной работе, можно дать конкретные рекомендации для повышения надежности и долговечности ответственных деталей авиационных конструкций (например, торсионов несущих винтов вертолетов), которые изготавливаются из этой стали.

1. В настоящее время лента из этой стали изготавливается в условиях металлургических предприятий группы «Мечел» с соблюдением требований по ТУ14-14126-86 «Лента из коррозионностойкой стали марки 23Х15Н5АМЗМЗ-Ш (ВНС9-Ш)» по технологии, разработанной ФГУП «ВИАМ». Сдача готовой ленты заказчику предусматривает, чтобы в материале был следующий минимальный уровень механических свойств при статическом растяжении : предел прочности  $\sigma_b = 1470$  МПа, условный предел текучести  $\sigma_{0,2} = 1275$  МПа, относительное удлинение  $\delta = 12\%$ .

Однако, в настоящей работе показано, что при оптимальном фазовом составе готовой продукции на кривых статического растяжения имеется физический предел

текучести  $\sigma_T$ . А по ГОСТу в этом случае нужно определять именно  $\sigma_T$ , а не  $\sigma_{0,2}$ . Поэтому в новой редакции ТУ14-14126-86 нужно внести изменения по поводу оценки предела текучести.

2. Кроме того, при сдаче готовой продукции желательны, кроме определения механических свойств на статическое растяжение, контролировать уровень характеристик усталостной прочности, так как несущая способность торсионов связана именно с усталостными характеристиками. Можно также ввести экспресс – анализ по определению твердости готовой продукции. Он важен, поскольку позволяет учитывать уровень трип-эффекта при вдавливании индентора и хорошо коррелирует с фазовым составом поверхностного слоя.

3. По ТУ14-14126-86 на заводе изготовителе не контролируется фазовый состав готовой ленты, Такое положение не позволяет получить металл с необходимым комплексом механических свойств. Как показали наши исследования, *наблюдается прямая корреляция между содержанием мартенсита деформации и необходимым уровнем механических свойств.* Поэтому содержание мартенсита деформации, определенное рентгеноструктурном анализом поверхностного слоя, должно находиться строго в диапазоне 45% - 65%. Идеальный вариант 50% мартенсита. Однако, при изготовлении ленты из стали ВНС9-Ш толщиной 0,3 мм допускается отклонение по толщине более чем на 10 %, что приводит к повышенному содержанию мартенсита деформации и снижению ресурса ответственных изделий, которые изготавливаются из этой ленты. Мы рекомендуем при сдаче готовой продукции ввести обязательный контроль по фазовому анализу с использованием рентгеноструктурного анализа.

4. Большое влияние на уровень механических свойств, и особенно на уровень усталостной прочности, оказывает технология вырезки конкретных деталей из ленты стали ВНС9-Ш. Вырезка деталей гидроабразивной резкой приводит к появлению на кромках ленты концентраторов напряжения, а последующая механическая обработка кромок не всегда выполняется качественно. В будущем следует подумать о возможном смене этой технологии вырезки на лазерную или электроэрозионную резку.

5. Наши предварительные исследования по эффективности удаление мелких поверхностных дефектов ленты с использованием технологии ВУД500 показали полезность использование этой технологии. Однако при выполнении этой технологии не происходит полное удаление направленной шероховатости от последнего этапа холодной прокатки. Поэтому мы рекомендуем несколько увеличить время проведения технологии ВУД500.

Выше кратко представлены рекомендации для оценки листа из стали ВНС9-Ш. Более детальные рекомендации представлены в АО «Камов».

*Самым важным мероприятием по повышению надежности ответственных деталей авиационной техники, изготавливаемых из стали ВНС9-Ш, мы считаем необходимым, проведение производителем оценки фазового состава готового листа с использованием рентгеноструктурного и магнитного анализа. Это позволит гарантировать высокое качество ленты и увеличит эксплуатационный ресурс ответственных деталей летательных аппаратов (например - торсионов несущих винтов вертолетов).*

### 6.3. Основные выводы по главе

1. Проведенный анализ влияния количества мартенсита деформации в тонколистовой аустенитно-мартенситной трип-стали ВНС9-Ш на комплекс механических свойств ( $\sigma_b$ ,  $\sigma_{0,2}$  или  $\sigma_T$ ,  $\delta$ ,  $\sigma_R$ ) показал, что для изготовления аустенитно – мартенситной стали ВНС9-Ш по утвержденным техническим условиям можно рекомендовать содержания мартенсита деформации в диапазоне 45% -65%.

2. Разработаны конкретные рекомендации производителю ленты из стали ВНС9-Ш, заводу изготовителю ответственных деталей из этой ленты для повышения надежности деталей авиационной техники, изготавливаемых из этой стали. Следует также совместно с заводом изготовителем и ФГУП «ВИАМ», который контролирует технологический процесс изготовления этой ленты, разработать новую редакцию ТУ 14-1-4126-86 «Лента из коррозионно-стойкой стали марки 23Х15Н5АМЗ – Ш (ВНС 9-Ш)» в связи с появлением новых экспериментальных данных по изучению механических свойств стали ВНС9-Ш и с учетом требований к ее исходному фазовому составу.

## ОБЩИЕ ВЫВОДЫ

1. С использованием комплексных методов исследования (акустическая эмиссия, рентгеновского анализа и др.) показано, что листовая холоднокатаная трип – сталь ВНС9 – Ш является естественным градиентным композитом с более прочным приповерхностным слоем, содержащим большее количество мартенсита деформации. Также изучены особенности пластического деформирования и кинетики изменения фазового состава на различных стадиях статического и циклического деформирования.

2. Исследовано влияние скорости деформации в интервале  $4,1 \cdot 10^{-5}$  до  $25 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  (0,05 – 30 мм/мин) на механические свойства тонколистовой аустенитно-мартенситной трип – стали ВНС9-Ш в условиях статического растяжения с учетом проявления трип-эффекта. Определен диапазон скоростей деформации, при которых высокие механические свойства связаны с проявлением трип – эффекта.

3. Изучено влияния температуры отпуска в интервале температур  $125^{\circ}\text{C}$  –  $700^{\circ}\text{C}$  на изменение механических свойств и фазовые превращения в стали ВНС9-Ш. Показано, что стабильный уровень механических свойств сохраняется до температур отпуска  $400^{\circ}\text{C}$ .

4. Исследованы особенности механизмов пластической деформации и разрушения, а также основные факторы (асимметрия цикла нагружения, масштабный фактор, фазовый состав и др.), определяющие уровень усталостной прочности сталь ВНС9 – Ш.

5. С использованием литературных данных и новых экспериментальных результатов изучена взаимосвязь между фазовым составом стали ВНС9-Ш и комплексом механических свойств ( $\sigma_{\text{в}}$ ,  $\sigma_{0,2}$  или  $\sigma_{\text{т}}$ ,  $\delta$ ,  $\sigma_{\text{R}}$ ). Показано, что наилучшие статические и усталостные характеристики соответствуют диапазону, при котором содержание мартенсита деформации в структуре стали находится в пределах от 40% до 60% и при котором наблюдается максимальное проявление трип- эффекта.

6. Даны рекомендации по диапазону содержания мартенсита деформации в структуре стали ВНС9-Ш, который необходимо соблюдать при производстве листа, с целью обеспечения необходимого ресурса эксплуатации ответственных изделий авиационной техники. Разработан ряд рекомендаций для уточнения ТУ14-14126-86 «Лента из коррозионностойкой стали марки 23X15H5AM3M3-Ш (ВНС 9-Ш)», по которым производится оценка химического состава и уровня механических свойств стали ВНС9-Ш. В частности, предложено в обязательном порядке при производстве этой стали контролировать фазовый состав готового листа.

## ПУБЛИКАЦИИ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ:

1. Терентьев В.Ф., Слизов А.К., Просвирин Д.В. и др. Исследование усталостных свойств материалов торсионных несущих винтов вертолетов до и после эксплуатации // Деформация и разрушение материалов, 2013, №5, с. 18-24
2. Терентьев В.Ф., Бецофен С.Я., Кораблева С.А., Слизов А.К., Ашмарин А.А., Анализ структурных изменений трип-стали ВНС9-Ш при циклическом деформировании // Деформация и разрушение материалов, 2013, №6, с. 16-20
3. Терентьев В.Ф., Слизов А.К., Галкин М.П., Просвирин Д.В., Филиппов Г.А., Гольдберг М.А. Влияние способа вырезки образцов на определяемые механические и усталостные свойства высокопрочной тонколистовой трип-стали ВНС 9-Ш // Деформация и разрушение материалов, 2014, № 6, с.34-40.
4. Терентьев В.Ф., Слизов А.К., Просвирин Д.В. и др. Влияние скорости деформирования растяжением на механические свойства и фазовый состав трип-стали ВНС9-Ш // Деформация и разрушение материалов, 2014, №10, с. 40-43
5. Сиротинкин В.П., Терентьев В.Ф., Просвирин Д.В., Шамрай В.Ф., Слизов А.К. Рентгенографическое исследование изменения структуры тонколистовой трип – стали ВНС9 – Ш после статического растяжения // Металлы, 2015, № 2, с. 15 – 19.
6. Терентьев В.Ф., Слизов А.К., Просвирин Д.В., Сиротинкин В.П., Ашмарин А.А., Елисеев Э.А., Рыбальченко О.В. Влияние фазового состава поверхностного слоя на механические свойства тонколистовой трип – стали 23Х15Н5АМЗ-Ш // Деформация и разрушение материалов, 2015, № 7, с. 30 – 33.
7. Терентьев В.Ф., Слизов А.К., Сиротинкин В.П., Просвирин Д.В., Кобелева Л.И., Елисеев Э.А., Рыбальченко О.С., Ашмарин А.А. Влияние удаления поверхностного слоя на фазовый состав тонколистовой трип-стали после статического растяжения с разной скоростью деформирования // Металлы, 2016, № 1, 40 – 45.
8. Терентьев В.Ф., Слизов А.К., Просвирин Д.В. Проявление трип – эффекта в аустенитно – мартенситной стали ВНС9-Ш при различных скоростях деформации // Деформация и разрушение материалов, 2016, №1, с. 14 – 18.
9. Сиротинкин В.П., Терентьев В.Ф., Слизов А.К. Исследование поверхностных слоев холоднокатаной тонколистовой трип – стали методами рентгеновской дифракции // Деформация и разрушение, 2016, № 5, с. 21 – 26.
10. Елисеев Э.А., Терентьев В.В., Вознесенская Н.М., Слизов А.К., Баикин А.С., Севальнёв Г.С. Влияние скорости деформации на механические свойства тонколистовой трип-стали с высоким содержанием мартенсита // Деформация и разрушение материалов, 2016, № 7, с. 31 – 33.
11. Пенкин А.Г., Терентьев В.Ф., Рошупкин В.В., Слизов А.К., Сиротинкин В.П. Анализ стадийности деформации трип-стали методом акустической эмиссии // Деформация и разрушение, 2016. № 10, с. 35 -40.

12. Терентьев В.Ф., Елисеев Э.А., Матюнин В.М., Слизов А.К., Марченков А.Ю., Сиротинкин В.П., Баикин А.С., Севальнев Г.С. Влияние температуры отпуска на механические свойства и фазовый состав тонколистовой трип-стали ВНС9-Ш // Деформация и разрушение материалов, 2016, №11, с. 30-33
13. Терентьев В.Ф., Слизов А.К., Просвирнин Д.В. Оценка оптимального количества мартенсита деформации для тонколистовой аустенитно-мартенситной трип-стали ответственного назначения // Деформация и разрушение материалов. 2017. № 3.С. 33-37.
14. Терентьев В.Ф., Просвирнин Д.В., Слизов А.К., Кобелева Л.И., Марченков А.Ю., Ашмарин А.А., Сиротинкин В.П. Особенности поведения тонколистовой аустенитно - мартенситной трип – стали ВНС9-Ш в условиях статического и циклического деформирования // Деформация и разрушение материалов. 2017. № 8. С.39-47.
15. Терентьев В.Ф., А.К. Слизов, Д.В. Просвирнин, А.А. Ашмарин, В.П. Сиротинкин, О.В. Рыбальченко, М.А. Каплан, Баикин А.С. Влияние удаления поверхностного слоя на характеристики и вид кривых статического растяжения тонколистовой аустенитно-мартенситной трип - стали ВНС9-Ш // Деформация и разрушение материалов. 2017. № 12. С. 33-37.
16. Терентьев В.Ф., Ашмарин А.А., Блинова Е.Н., Титов Д.Д., Блинов В.М., Слизов А.К., Севальнева Т.Г. Исследование зависимости механических свойств и структуры трип-стали ВНС9-Ш от температуры отпуска //Деформация и разрушение материалов, 2018, №6, с. 20-25



## СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Scheil E.Z. // *Anorg. und Allg. Chem.* 1932. Vol. 207. №1. P. 21-31.
2. Hadfield R. *Metallurgy and Influence on Modern Progress*, Chapman and Hall, London, 1925.
3. Zackay V.F., Parker E.R. Патент США, кл.148-12 (C21) №3488231; ПАТЕНТ Франции, кл. C22с, № 1550475.
4. Zackay V. Parker E., Fahr D., Bush R. // *Trans. ASM*, 1967, v. 60, p. 252-269.
5. Георгиева И.Я. Трип-стали – новый класс высокопрочных сталей с повышенной пластичностью // *МиТОМ*. 1976. № 3. С. 18–26.
5. Филиппов М.А., Литвинов В.С., Немировский Ю.Р. Стали с метастабильным аустенитом.- М.: *Металлургия*, 1988. 256 с.
6. Вознесенская Н.М., Елисеев Э.А., Капитаненко Д.В., Тонышева О.А. Оптимизация технологических режимов получения тонких листов и ленты из коррозионно-стойкой стали ВНС9 – Ш // *Металлы*, 2014, № 1, с. 46 -51.
7. Терентьев В.Ф., Слизов А.К., Просвирнин Д.В. С.А. Кораблева, А.А. Ашмарин. Исследование усталостных свойств материала торсионов несущих винтов вертолетов до и после эксплуатации // *Деформация и разрушение материалов*. 2013. № 5. С. 18 – 24.
8. Потак Я.М. *Высокопрочные стали*. М.: *Металлургия*, 1972. 139 с.
9. Терентьев В.Ф., Кораблева С.А. *Усталость металлов*. М.: *Наука*, 2015, 485 с.
10. Роней М. Усталость высокопрочных материалов (глава 7) // *Разрушение*. Том 3. *Инженерные основы и воздействие внешней среды*. Под ред. Г. Либовица. Пер. с англ. М: Изд – во МИР. –1976. – с. 471 – 527
11. Laird C. *Fatigue Crack Propagation*, STP 415, ASTM, Philadelphia, 1967, p.131.
12. Hempel M., Hillnhagen E. Dauerschwingverhalten unterschiedlich hergestellter Schmelzen des Walzlagerstahles 100 Cr 6 // *Archiv fur das Eisenhüttenwesen*. – 1965. - Vol. 36. № 12. – S. 877 – 885.
13. Филиппов Г.А. Фундаментальные исследования природы хрупкости – основа создания высокопрочных и надежных конструкционных материалов // *Сталь*. – 2004. - № 8. – С. 85 – 89.
14. Abe T., Furuya Y., Matsuoka S. Gigacycle fatigue properties of 1800 MPa class spring steels // *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.* 2004.- Vol. 27, № 2, p. 159 – 167.
15. Sawai T., Kimura Y., Tsuzaki K. et. al. High – Cycle Fatigue Properties of Modified Ausformed 1800 MPa – Class Spring Steel // *Trans. Jap. Soc. Mech. Eng. A*. 2002.– 68, № 665, p. 49 – 56.
16. Konuma S., Furukawa T. Relationship between Fatigue Properties and Hardness for High Hardness Steels Tempered at Several Temperatures // *J. Soc. Mater. Sci., Jap.*, 1989, 38, № 433, p. 1128 – 1132.
17. Nisitani H., Ogata T., Endo M. Differences of the Fatigue Processes of 0,45% Steel Quenched and Tempering Temperatures // *Trans. Jap. Soc. Mech. Eng. A*. 1984.– 50, № 453, p. 1104 – 1109.
18. Garwood M.F., Gensamer M., Zurburg H.H. et. al./ *Interpretation of Test and Correlation with Service*, 1951, 1, ASM.
19. Трощенко В.Г., Сосновский Л.А. Соппротивление усталости металлов и сплавов. Справочник. Часть 1. Киев: *Науковадумка*. – 1987, 505 с.

20. Olson G. B., Chait R., Azrin M., Gagne R.A. **Fatigue Strength of TRIP Steels** // Metallurgical Transactions A, 1980, vol. 11 A, June, p. 1069 -1071.

21. Алексеева Л.Е., Баев А.С., Буржанов А.А., Михеев С.В., Филиппов Г.А. Механизм усталостного разрушения трип – стали при воздействии циклических нагрузок // Деформация и разрушение материалов. 2009. № 12. С. 25 – 26.

22. Терентьев В.Ф., Алексеева Л.Е., Кораблева С.А. и др. Циклическая выносливость высокопрочной коррозионно – стойкой тонколистовой трип – стали // Деформация и разрушение материалов, 2013, № 3, с. 2 – 10.

23. Львов Ю.Б., Малолетнев А.Я., Перкас М.Д. и др. Особенности усталостного разрушения стали с метастабильным аустенитом // Металловедение и термическая обработка металлов, 1980. № 12, с. 17 – 19.

24. Glage A., Weidner A., Biermann H. Effect austenite stability on the low cycle fatigue behavior and microstructure of high alloyed metastable austenitic cast TRIP – steels // Procedia Engineering , 2010, 2, p. 2085 – 2094.

25. Weidner A., Glage A., Biermann H. In – situ characterization of the microstructure evolution during cyclic deformation of novel cast TRIP – steel // Procedia Engineering , 2010, 2, p. 1961 – 1971.

26. Chanani G.R., Antolovich Stephen D., Gerberich W.W. Fatigue crack propagation in trip steels // Met. Trans., 1972, vol. 3, № 10, p. 2661 – 2672.

27. Терентьев В.Ф., Просвирнин Д.В., Слизов А.К., Кобелева Л.И., Марченков А.Ю., Ашмарин А.А., Сиротинкин В.П. Особенности поведения тонколистовой аустенитно - мартенситной трип – стали ВНС9-Ш в условиях статического и циклического деформирования // Деформация и разрушение материалов. 2017. № 8. С.39-47.

28. Вираховский Ю.Г., Георгиева И.Я., Гуревич Я.Б., Замбрыцкий В.Н., Максимова О.П., Ногаев М.А., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Использование мартенситного превращения, вызываемого деформацией, для повышения пластичности аустенитных сталей, упрочненных темплым наклепом // ФММ. 1971. Т. 32. № 2. С. 348 – 363.

29. Sakai T., Belyakov A., Kaibyshev R. et al. Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions / Prog. Mater.Sci. 2014. Vol. 60. P. 130–207.

30. Kitahara H., Ueki R., Tsuji N. et al. Crystallographic features of lath martensite in low-carbon steel / Acta Mater. 2006. Vol. 54. P. 1279–1288.

31. Kitahara H., Ueki R., Ueda M. et al. Crystallographic analysis of plate martensite in Fe–28.5 at.% Ni by FE-SEM/EBSD / Mater. Charact. 2005. Vol. 54. P. 378–386.

32. Mackenzie J.K. Second paper on statistics associated with the random disorientation of cubes / Biometrika. 1958. Vol. 45. P. 229–240.

33. Odnobokova M., Belyakov A., Kaibyshev R. Development of nanocrystalline 304L stainless steel by large strain cold working / Metals. 2015. Vol. 5. P. 656–668.

34. Dudko V., Belyakov A., Kaibyshev R. Evolution of lath substructure and internal stresses in a 9% Cr steel during creep / ISIJ Int. 2017. Vol. 57. P. 540–549.

35. Кусакин П.С., В.Ф. Терентьев, А.К. Слизов. Структурное состояние высокопрочной аустенитно-мартенситной трип-стали ВНС9-Ш. Материалы VII Международной конференция «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов, Москва, 6– 8 ноября 2017 г., ИМЕТ РАН. С.

36. Терентьев В.Ф., Слизов А.К., Сиртинкин В.П., Просвирнин Д.В., Кобелева Л.И., Елисеев Э.А., Рыбальченко О.С., Ашмарин А.А. Влияние удаления поверхностного слоя на фазовый состав тонколистовой трип-стали после статического растяжения с разной скоростью деформирования // *Металлы*, 2016, № 1, 40 – 45.

37. Терентьев В.Ф., А.К. Слизов, Д.В. Просвирнин, А.А. Ашмарин, В.П. Сиротинкин, О.В. Рыбальченко, М.А. Каплан, Баикин А.С. Влияние удаления поверхностного слоя на характеристики и вид кривых статического растяжения тонколистовой аустенитно-мартенситной трип - стали ВНС9-Ш // *Деформация и разрушение материалов*. 2017. № 12. С. 33-37.

38. Сиротинкин В.П., Терентьев В.Ф., Слизов А.К. Исследование поверхностных слоев холоднокатанной трип- стали методами рентгеновской дифракции // *Деформация и разрушение материалов*. 2016. № 5, с. 21-26.

39. Лободюк В.А., Эстрин Э.И. Мартенситные превращения. – М.: Физматлит, 2009. – 352

40. Терентьев В.Ф., Петухов А.Н. Усталость высокопрочных металлических материалов. – М.: ИМЕТ РАН – ЦИАМ, 2013. - 515 с.

Журавлев Л.Г., Филатов В.И. Физические методы исследований металлов и сплавов. Челябинск: ЮУрГУ 2004 С.106.

41. Брагин А.В., Логунов М.В., Никитов С.А., Пьянзин Д.В., Трифонов А.А. Распознавание объектов в лабиринтных доменных структурах. // *Компьютерная оптика*, 2013 , том 37, №2 С. 263 – 267

42. Терентьев В.Ф. Модель физического предела усталости металлов и сплавов // *Доклады Академии наук СССР*. 1969. Том 185. № 2. С. 324 - 326.

43. Терентьев В.Ф. Усталостная прочность металлов и сплавов.- М.: Интермет Инжиниринг, 2002. – 288 с.

44. Крюссар К. Новые концепции о пределе текучести в железе и малоуглеродистой стали. В кн.: "Структура и механические свойства металлов". 1967. М.: Metallurgiya. С. 276-286.

45. Виртман Дж., Виртман Дж. Р. Механические свойства, несущественно зависящие от температуры. Физическое металловедение. 1987. Том 3. Пер. с англ. М.: Metallurgiya. С. 112-153.

46. Джонстон В., Гилман Дж. Скорость передвижения, плотность дислокации и пластическая деформация кристаллов фтористого лития // *Успехи физических наук*. 1960. Т.IXX. № 3. С.489-513.

47. Миронов Ю.П. Рентгеновская дифракция после прохождения полосы Людерса-Чернова в стали 09Г2С // *Физическая мезомеханика*, 2004, том 7, спец. Выпуск, ч.1, с. 214-217.

48. Zhang Z., Liao Y. Multi-stage Modeling of Lüders Elongation and Work-Hardening Behaviors of Ferrite Steels Under Tension // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2016. Vol. 47A. April. P. 1621-1628.

49. Lüders W. Über die Äusserung der Elastizität an stahlartigen Eisenstäben und Stahlstäben und über eine beim Biegen solcher Stäbe beobachtete Molekularbewegung // *Dinglers Polytechn. J.* 1860.155. S.18-22.

50. Чернов Д.К. Обобщение по поводу некоторых новых наблюдений при обработке стали (Доклад в Русском металлургическом обществе 10 марта 1884 года) // Журнал Русского металлургического общества. Петроград. 1915. № 1. С. 115-123.

51. Терентьев В.Ф., Слизов А.К., Просвирнин Д.В. Оценка оптимального количества мартенсита деформации для тонколистовой аустенитно-мартенситной трип-стали ответственного назначения // Деформация и разрушение материалов. 2017. № 3. С. 33-37.

52. Vinogradov A., Lazarev A., Linderov M., Weidner A., Biermann H. Kinetics of deformation processes in high-alloyed cast transformation-induced plasticity/twinning –induced plasticity steels determined by acoustic and scanning electron microscopy: Influence of austenite stability on deformation mechanisms // Acta Materialia. 2013. Vol. 61. P. 2434-2449.

53. Linderov M., Segel C., Weidner A., Biermann H., Vinogradov A. Deformation mechanisms in austenitic TRIP/TWIP steels at room and elevated temperature investigated by acoustic emission and scanning electron microscopy // Materials Science & Engineering A 597. 2014. P. 183 - 193.

54. Nisitani H., Ogata T., Endo M. Differences of the Fatigue Processes of 0,45% Steel Quenched and Tempering Temperatures // Trans. Jap. Soc. Mech. Eng. A. 1984, A50, № 453, p. 1104 – 1109.

55. Kusakin P., Kaibyshev R. High –Mn twinning-induced plasticity steels: Microstructure and mechanical properties // Reviews on Advanced Materials Science. 2016. V.44(4). P. 326-360.

56. Назаренко Г.Т. Связь между структурой стали и площадкой текучести // Металловедение и термическая обработка металлов, 1959, № 4, с. 27 - 33.

57. Потехин Б.А. Особенности деформации цилиндрических образцов из метастабильных аустенитных сталей при растяжении // ФММ. 1979. Т. 48. № 5. С. 1058–1076.

58. Пенкин А.Г., Терентьев В.Ф., Рощупкин В.В., Слизов А.К., Сиротинкин В.П. Анализ стадийности деформации трип-стали методом акустической эмиссии // Деформация и разрушение материалов. 2016. № 10. С. 35-41.

59. Гурьев А.В., Кукса Л.В. Об одной особенности деформации стали на площадке текучести после деформационного старения // Физика металлов и металловедение, 1963, том 16, вып.4, с. 589-595.

60. Пенкин А.Г., Терентьев В.Ф., Ашмарин А.А., Кораблева С.А., Рощупкин В.В. Исследование особенностей пластической деформации трип – стали с использованием методов акустической эмиссии и рентгеноструктурного анализа // Деформация и разрушение материалов. 2013. № 12. С. 19-24.

61. Браун Н. Наблюдения микропластичности. В сб. Микропластичность. Пер. с англ. М.: Металлургия. 1972. С. 37 – 61.

62. . Munz D. Cyclic softening in alpha - titanium // Scripta Metallurgica, 1972, Vol. 6, P. 815 - 820.

63. Пенкин А.Г., Терентьев В.Ф., Маслов Л.И. Оценка остаточного ресурса работоспособности трубных сталей с использованием методов акустической эмиссии и кинетической твердости. М.: Интерконтакт Наука. 2005. 69 с.

64. Вознесенская Н.М., Каблов Е.Н., Петраков А.Ф., Шалькевич А.Б. Высокопрочные коррозионностойкие стали аустенитно-мартенситного класса // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2002. № 7. С. 34-37.
65. Каблов Е.Н., Кривоногов Г.С. Легирование и фазовая нестабильность высокопрочных коррозионностойких сталей // *Металлы*. 2002. №2. С. 65-73.
66. Вознесенская Н.М., Изотов В.И., Ульянова Н.В., Попова Л.С., Потак Я.М. Структура и свойства высокопрочной нержавеющей стали 1X15H4AM3 // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1971. № 1. С. 32- 35.
67. Шапошников Н.А. Механические испытания металлов. – М.-Л.: Машгиз, 1954, 443 с.
68. Даль В. Виды разрушения и влияние температуры, скорости деформации и напряженного состояния на характер разрушения материала / Книга «Статическая прочность и механика разрушения сталей». Пер. снем. – М.: Металлургия, 1986, с. 204-209.
69. Bressanelli J.P., Moskowitz A. Effects of Strain Rate, Temperature, and Composition on Tensile Properties of Metastable Austenitic Stainless Steels // *Transactions of the ASM*, 1966, vol. 59, №2, p. 223 – 239.
70. Lu J.Z., Zhong J.S., Luo R.Y. et. al. Strain rate correspondence of fracture surface features and tensile properties in AISI304 stainless under different LSP impact time // *Surface & Coatings Technology*, 2013, 221, p. 88 – 93.
71. Neff D.V., Mitchell T.E., Troiano A.R. The Influence of Temperature, Transformation, and Strain Rate on the Ductility Properties of Austenitic Stainless Steels // *Transactions of the ASM*, 1969, vol. 62, № 4, p. 858 – 868.
72. Livitsanos C.P., Thomson P.F. The Effects of Temperature and Deformation Rate on Transformation – Dependent Ductility of a Metastable Austenitic Stainless Steel // *Materials Science and Engineering*, 1977, vol. 30, № 2, p. 93 – 98.
73. Ferreira P.J., Vander Sande J.B., Amaral Fortes M. et. al. Microstructure Development during High – Velocity Deformation // *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2004, vol. 35, № 10, p. 3091 – 3101.
74. Герентьев В.Ф., В.Ф., А.К. Слизов, Д.В. Просвирнин, В.П. Сиротинкин. А.А. Ашмарин, М.А. Гольберг. Влияние скорости деформирования растяжением на механические свойства и фазовый состав трип – стали ВНС9-Ш // *Деформация и разрушение материалов*, 2014, № 10, с. 40 – 43.
75. Герентьев В.Ф., Слизов А.К., Просвирнин Д.В. Проявление трип – эффекта в аустенитно – мартенситной стали ВНС9-Ш при различных скоростях деформации // *Деформация и разрушение*, 2016, №1, с. 14 – 18.
76. Елисеев Э.А., Герентьев В.В., Вознесенская Н.М., Слизов А.К., Баикин А.С., Севальнёв Г.С. Влияние скорости деформации на механические свойства тонколистовой трип-стали с высоким содержанием мартенсита // *Деформация и разрушение материалов*, 2016, № 7, с. 31 – 33.
77. Munz D. Cyclic softening in alpha - titanium // *Scripta Metallurgica*, 1972, Vol. 6, P. 815 - 820.
78. Staudhammer K.P., Murr L.E., Hecker S.S. Nucleation and Evolution of Strain – Induced Martensitic (B.C.C.) Embryos and Substructure in Stainless Steel: A Transmission Electron Microscopy Study // *Acta Metallurgica*, 1983, vol.31, № 2, p. 267 – 274.

79. Emter D., Macherauch E. Die Streckgrenze des Ferrites an der Oberfläche von Zugproben aus unlegierten Stählen mit 0,03 bis 1,15% C // Archiv Eisenhüttenwesen. 1964. V.35. № 9. S. 909-918.

80. Shirdel M., Mirzadeh H., Parsa M.H. Nano/ultrafine grained austenitic stainless steel through the formation and reversion of deformation-induced martensite: Mechanisms, microstructures, mechanical properties, and TRIP effect // Materials Characterization. 2015. 103. P. 150 – 161.

81. Блинов В.М., Банных О.А., Костина М.В., Афанасьев И.А., С.Я. Бецоффен, М.С. Ходыев. Влияние термической обработки на структуру и свойства азотсодержащей аустенитно- мартенситной стали 08X14АН4МДБ // Металлы. 2004. № 6. С.73 – 84.

82. Терентьев В.Ф., Матюнин В.М., Ашмарин А.А, Слизов А.К., Титов Д.Д., Марченков А. Ю. Влияние режимов отпуска на механические свойства тонколистовой трип-стали. Международные Научные чтения им. член-корр. РАН И.А. Одингга «Механические свойства современных конструкционных материалов». Москва 6-7 сентября 2016 г. / Сборник материалов. – М.: ИМЕТ РАН, 2016, с. 124-127.

83. Терентьев В.Ф., Петухов А.Н. Усталость высокопрочных металлических материалов. – М.: ИМЕТ РАН – ЦИАМ, 2013. - 515 с.

84. Алексеева Л.Е., Буржанов А.А. Панкова М.Н., Филиппов Г.А., Баев А.С. Роль структуры коррозионностойкой трип – стали в повышении эксплуатационной надежности холоднокатаной ленты // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2011. № 1. С. 48 – 56.

85. Терентьев В.Ф, Слизов А. К., Просвирнин Д.В. и др. Влияние фазового состава поверхностного слоя на механические свойства тонколистовой трип-стали 23X15H5AM3 – Ш // Деформация и разрушение материалов. 2015, № 7, с. 30-33.

86. Терентьев В.Ф., Елисеев Э.А., Матюнин В.М., Слизов А.К., Марченков А.Ю, Сиротинкин В.П., Байкин А.С., Севальнёв Г.С. Влияние температуры отпуска на механические свойства и фазовый состав тонколистовой трип – стали // Деформация и разрушение, 2016, № 11. С. 33 – 36.

87. Кузнецов Г.И., Касьяников В.А. Взлет по вертикали. – М.: 00 ИИГ «ПОЛИГОН-ПРЕСС», 2008, 215 с.

88. Bairstrow L. The Elastic Limits of Iron and Steel under Cyclical Variations of Stress // Phil. Trans. Roy. Soc. – 1910. – Vol. A., P. 210 – 220.

89. Klesnil M., Lukas P. Fatigue of Metallic Materials // Materials Science Monographs 71, Elsevier, Amsterdam, 1992, 240 p.

90. Иванова В.С., Терентьев В.Ф., Пойда В.Г. Особенности накопления деформации при циклическом нагружении малоуглеродистых сталей // Физ. мет. и металловед. 1970. Том. 30, № 3. С. 836-842

91. Терентьев В.Ф., Алексеева Л.Е., Кораблева С.А. и др. Особенности разрушения высоколегированных трип – сталей при статическом и циклическом деформировании. I. Закаленные трип стали системы Fe – Ni – Cr // Деформация и разрушение материалов, 2012, № 8, с. 21 – 26; II. Закаленные трип стали системы Fe – Ni – Cr после пластической деформации и отпуска // Деформация и разрушение материалов, 2012, № 9, с. 13 - 18.

92. Терентьев В.Ф., А.К. Слизов, М.П. Галкин, Д.В. Просвирнин, Г.А. Филиппов, М.А. Гольдберг. Влияние способа вырезки образцов на определяемые механические и

усталостные свойства высокопрочной тонколистовой трип – стали ВНС9-Ш // Деформация и разрушение материалов, 2014, № 6, с. 34 – 40.

93. Maikuma Y., Shimizu V., Kawasaki K. The Effect of Surface Micropits upon the Fatigue Strength of High – Strength Steel // JSME Int. J., 1987, vol. 30, № 270, p. 1906 – 1912.

94. Счастливец В.М., Калетина Ю.В., Фокина Е.А. Мартенситное превращение в магнитном поле. Екатеринбург: УрО РАН. 2007. 322 с.

95. Белл Дж.Ф. Экспериментальные основы механики деформируемых твердых тел. Часть II. Конечные деформации. 1984. М.: Наука. 431 с.

96. Elam C.F. The influence of rate of deformation on the tensile test with special reference to the yield point in iron and steel. Proc. Roy. Soc. (London). 1938.165. P. 568-592.