

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ  
федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение  
высшего образования  
«Тольяттинский государственный университет»

Институт машиностроения

(наименование института)

Нанотехнологии, материаловедение и механика

(наименование кафедры)

22.03.01 Материаловедение и технологии материалов

(код и наименование направления подготовки / специальности)

Современные материалы и технологии их производства

(направленность (профиль) / специализация)

## **ВЫПУСКНАЯ КВАЛИФИКАЦИОННАЯ РАБОТА (БАКАЛАВРСКАЯ РАБОТА)**

на тему Фазовые превращения в ультрамелкозернистой стали  
при низкотемпературном статическом нагружении

Обучающийся

В.М. Балашов

(И.О. Фамилия)

(личная подпись)

Руководитель

Доктор технических наук, профессор, Н.А. Клевцова

(ученая степень, звание, И.О. Фамилия)

Тольятти 2023

## Аннотация

Название дипломной работы: «Фазовые превращения в ультрамелкозернистой стали при низкотемпературном статическом нагружении».

Данная дипломная работа состоит из пояснительной записки на 1 стр, введения на 2 стр, включая 13 рисунков, 7 таблиц, списка 24 источников, в том числе 7 источников на иностранном языке

Целью работы является изучения закономерности мартенситных превращений в пластических зонах под поверхностью изломов в КЗ и УМЗ стали 023Х18Н9 и связать мартенситные превращения в стали с ее статической трещиностойкостью.

Объектом дипломной работы является аустенитная сталь 023Х18Н9. Сталь исследовали в исходном крупнозернистом (КЗ) состоянии и в ультрамелкозернистом (УМЗ) состоянии, полученном путем равноканального углового прессования (РКУП)<sup>1</sup>.

Можно сделать следующий вывод что сталь 023Х18Н9 в исходном состоянии имеет однофазную структуру  $\gamma$ -железа. Охлаждение стали в исходном КЗ состоянии и после РКУП в УМЗ состоянии до температуры  $-196^{\circ}\text{C}$  не приводит к мартенситным превращениям.

Количество  $\alpha$ -мартенсита в пластических зонах под поверхностью статических изломов стали 023Х18Н9 уменьшается от поверхности вглубь образцов, а глубина, на которую распространяется  $\alpha$ -мартенсит под поверхностью изломов как в КЗ, так и в УМЗ стали совпадает с глубиной пластических зон под поверхности изломов.

Высокая статическая трещиностойкость ( $K_{IC}$ ) стали 023Х18Н9, возможно, связана с образованием мартенситной фазы с ОЦК решеткой в локальном объеме материала у вершины трещины, приводящей к возникновению сжимающих напряжений.

## Abstract

The title of the graduation work is «Phase transformations in ultrafine-grained steel under low-temperature static loading».

This thesis consists of an explanatory note on one page, an introduction on 2 pages, including 13 figures, 7 tables, a list of 22 sources, including 7 sources in a foreign language

The aim of the work is to study the regularities of martensitic transformations in plastic zones under the surface of fractures in KZ and UMP steel 023X18N9 and to link martensitic transformations in steel with its static crack resistance.

The object of the thesis is austenitic steel 023X18N9. The steel was studied in the initial coarse-grained (KZ) state and in the ultrafine-grained (UMZ) state obtained by equal-channel angular pressing (RCUP).

The following conclusion can be drawn that steel 023X18N9 in its initial state has a single-phase structure of  $\gamma$ -iron. Cooling of steel in the initial KZ state and after RCUP in the UMZ state to a temperature of  $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$  does not lead to martensitic transformations.

The amount of  $\alpha$ -martensite in plastic zones under the surface of static fractures of steel 023X18N9 decreases from the surface deep into the samples, and the depth to which  $\alpha$ -martensite extends under the surface of fractures in both short-circuit and UMP steel coincides with the depth of plastic zones under the surface of fractures.

The high static crack resistance ( $C_S$ ) of steel 023X18N9 may be associated with the formation of a martensitic phase with a BCC lattice in the local volume of the material at the crack tip, resulting in compressive stresses.

## Оглавление

Введение.....	6
Глава 1 Аналитический обзор. Мартенситные превращения в метастабильных аустенитных сталях.....	8
1.1 Аустенитные стали .....	8
1.1.1 Хромистые нержавеющие стали.....	9
1.1.2 Хромоникелевые стали.....	10
1.1.3 Хромоникельмарганцевые и хромомарганцевые и стали.....	12
1.2 Влияние интенсивной пластической деформации на механические свойства аустенитной стали.....	14
1.3 Мартенситное превращение в аустенитных сталях при пластической деформации.....	16
1.4 Пластические зоны, образующиеся у вершины трещины при однократных видах нагружения .....	19
Глава 2 Материалы и методики исследования.....	22
2.1 Материал исследования.....	22
2.2 Методики исследования структуры и механических свойств стали.....	22
2.3 Методика определения глубины пластических зон под поверхностью изломов и локального напряженного состояния материала у вершины трещины .....	26
2.4 Методика исследования мартенситных превращений в пластических зонах под поверхности изломов .....	27
Глава 3 Результаты исследования .....	30
3.1 Статическая трещиностойкость и механизм статического разрушения стали 023X18H9.....	30

3.2 Исследование мартенситных превращений в стали после РКУП и пластических зонах под поверхности изломов.....	31
Заключение .....	37
Список используемой литературы и используемых источников.....	38

## Введение

Аустенитные нержавеющие стали – это особый тип нержавеющей стали. Благодаря своим механическим свойствам и высокой устойчивости к воздействию окружающей среды, являются одними из наиболее широко используемых материалов в различных отраслях промышленности. Их превосходная коррозионная стойкость делает их особенно привлекательными для использования в различных конструкциях. Однако предел текучести аустенитных сталей с ГЦК-решеткой обычно ниже, чем у мартенситных или ферритных сталей, армированных оксидными или другими фазовыми частицами (ГЦК-решетка), поэтому современные требования к материалам для передовых применений означают необходимость дальнейшего повышения прочности используемых материалов.

Однако мартенситные и ферритные стали обычно имеют низкую коррозионную стойкость и склонны к охрупчиванию при низких температурах. Кроме того, для сложнолегированных сталей часто требуются дорогие и редкие химические легирующие элементы [2-3].

Аустенитные стали используются в химическом, нефтяном и пищевом машиностроении, медицинской технике и оборудовании атомных электростанций. В качестве высокопрочных материалов для таких ответственных изделий, как упругие компоненты и специальные инструменты (например, медицинские инструменты), аустенитные стали обоснованно используются в различных типах конструкций, как стабильных, так и нестабильных.

При производстве технического оборудования из аустенитных сталей используются технические процессы, такие как прокатка, гибка, штамповка, правка, корректировка и обработка поверхности с использованием пластической деформации.

Пластическая деформация при положительно изменяет физико-механические свойства материала при холодной обработке, а также влияет на

несущую способность в конструкциях. Для производства изделий в медицинской промышленности, машиностроении, и других отраслей необходимы высокопрочные коррозионностойкие стали (КЗ) функционального назначения.

В связи с этим, разработка различных методов в науке позволит значительно увеличить прочность коррозионностойких аустенитных сталей, не изменяя их пластичности вызовет достаточно актуальный интерес для мировой общественности [4].

Мартенситное превращение, происходящее при пластической деформации метастабильных аустенитных сталей при низких температурах, оказывает значительное влияние на механические свойства этих сталей, что затрудняет прогнозирование их поведения при определенных условиях эксплуатации. Однако мартенситная фаза, которая образуется в этой области, оказывает большое влияние на кинетику и механизмы разрушения аустенитных сталей.

Литературные источники указывают на то, что метастабильные аустенитные стали подвергаются мартенситному превращению и материалы подвержены пластической деформации, что существенно влияет на их механические свойства и затрудняет прогнозирование их поведения в реальных условиях эксплуатации. В пластической зоне у вершины распространяющейся трещины, меньше всего изучено, но все равно ясно, что мартенситная фаза, образующаяся в данной области, вносит большой вклад в механизмы и механику разрушения аустенитных сталей. Кинетика мартенситного превращения в аустенитных сталях при циклическом нагружении была достаточно хорошо не изучена. В частности, не исследовано влияние растягивающей и сжимающей циклической деформации на кинетику мартенситного превращения [4-5].

# Глава 1 Аналитический обзор. Мартенситные превращения в метастабильных аустенитных сталях

## 1.1 Аустенитные стали

Существует несколько видов аустенитных сталей, которые отличаются составом сплава: хромоникелевые, хромистые, хромоникельмарганцевые и хромомарганцевые. Наиболее распространенной в мире является хромоникелевая сталь содержит хром 19% и никель 12% никеля (таблица 1) [5].

Таблица 1 – Химический состав аустенитных сталей

Марка стали	Массовая доля, %					
	C	Cr	Mn	Ni	N	Прочие элементы
Хромоникеливые стали						
04X18H10	≤ 0,04	17-19	≤ 2	9-11	-	-
12X18H9	≤ 0,12			8-10	-	-
03X18H10T	≤ 0,030	17-18,5	1-2	9,5-11	-	Ti=5*C-0,4
08X18H10T	≤ 0,08	17-19	2		-	Ti=5*C-0,7
12X18H10T	≤ 0,12				-	Ti=5*C-0,8
03X17H4M3	≤ 0,08				-	Se = 0,18-0,35
08X17H4M3	≤ 0,030				11-13	-

Аустенитные стали содержат не только никель и хром, но и другие легирующие элементы, которые влияют на ее структуру. Некоторые элементы, такие как (углерод, азот, никель, марганец и медь), расширяют область нахождения аустенита, а другие элементы такие как (хром, вольфрам, тантал, молибден, титан, ниобий, кремний, ванадий и алюминий) увеличивают область нахождения феррита. Кроме того, некоторые элементы, такие как



(ниобий, титан, тантал и хром) образуют карбиды, тем самым уменьшая количество углерода и увеличивает область нахождения аустенита [4, 5].

Почти все аустенитные стали являются немагнитными при комнатной температуре и имеют однофазную структуру, которая не упрочняется закалкой. Высокопрочные аустенитные стали, имеют предел текучести  $0,2\%$  ( $\sigma_{0,2}$ )  $\geq 800$  МПа, и могут быть упрочнены термической обработкой.

Для увеличения предела текучести ( $\sigma_{0,2}$ ) аустенитных нержавеющей сталей можно использовать различные методы упрочнения, такие как закалка с осаждением элементов, таких как алюминий, титан, азот и ванадий, или закалка с осаждением  $\sigma$ -фазы из  $\alpha$ -твердого раствора и претерпевает переход  $\alpha \rightarrow \sigma$ ; и закалки, при которой осаждаются дисперсные карбиды (карбидная закалка) [4].

Для усиления карбидов в аустенитных нержавеющей сталях могут использоваться различные легирующие элементы, включая ванадий и другие элементы. Например, стали 35Cr13Ni8Hr9M2Fb, 26Cr5Hr15Hr8F и 45Cr5Hr12Hr5F содержат жаропрочные карбиды, которые усиливаются за счет добавления легирующих элементов. Однако, некоторые из этих сталей содержат большое количество углерода, что может снижать их пластичность, вязкость и коррозионную стойкость, несмотря на высокие показатели прочности.

Прочностные свойства аустенитных сталей после их закалки находится зависят от содержания в этих сталях С и N.

Некоторые нержавеющей стали с  $\sigma_{0,2} \geq 400-450$  МПа имеют низкое содержание углерода. Эти нержавеющей стали характеризуются высокой коррозионной стойкостью и улучшенной стойкостью к ИСС (межкристаллитной коррозии). Они поставляются заказчиком в виде поковок и толстых листов [2, 3].

### **1.1.1 Хромистые нержавеющей стали**

Существует три типа хромсодержащих нержавеющей сталей:

- 13% Cr (Хрома);

- 17% Cr (Хрома);
- 27% Cr (Хрома).

12%Cr стали с различным содержанием углерода (0,1-0,4%) в зависимости от требований.

17...18 и 25...28%Cr стали могут иметь небольшие добавки Ti и Ni. Титан и никель добавляются для достижения более мелкого размера зерна, а никель добавляется для улучшения его механических свойств.

Сталь X13 - самая распространенная и самая дешевая нержавеющая сталь. Они используются для бытового и технического применения (лопатки водяных турбин, лопатки паровых турбин). Эти стали пригодны для сварки. Стали с низким содержанием углерода (1Cr13, 2Cr13) ковкие и могут использоваться для штамповки различных деталей; 2X13 и 4X13 твердые и прочные и используются для производства высокопрочных, износостойких и коррозионностойких деталей.

Стали с 25-28% Cr, при температуре 1050-1150°C применяются для изготовления деталей печей (крышки термопар, муфели, реторты). при температуре 1050-1150°C.

### **1.1.2 Хромоникелевые стали**

Аустенитные хромоникелевые стали 18 - 10 могут претерпевать фазовые превращения при определенных температурных и временных условиях.

- Закалка при температуре от 450 до 900°C должна привести к выделению избыточного карбида и сигма-фазы;
- Длительное выдерживание аустенита при температурах выше 1200°C может привести к образованию  $\delta$ -ферритов в его структуре;
- Если сочетать пластическую деформацию с низкими температурами или сильно охладить, аустенит может превратиться в мартенситную  $\alpha$ -фазу.

Оба этих фазовых изменения могут привести к межкристаллитной коррозии, которая является очень опасным видом коррозии для стали 18-10.

Хромоникелевая аустенитная сталь применяется в качестве материала для изготовления кухонных принадлежностей, а также для отделки внутренних и внешних поверхностей и фурнитуры в строительстве. Стали с добавлением молибдена более подходят для использования в экстремальных условиях, например, в промышленности или вблизи моря, где их можно использовать для обработки дорог солью [4].

Сталь с аустенитной структурой имеет предел текучести при комнатной температуре в диапазоне от 220 до 270 МПа. Преимуществом аустенитных сталей является их относительное удлинение, которое составляет около 50%, что в два раза больше, чем у ферритных и аустенитно-ферритных сталей.

Для того чтобы достичь высоких показателей прочности используются способность аустенитных сталей к упрочнению при холодной деформации (таблица 2). В основе повышения прочности лежат два известных механизма: закалка аустенитного твердого раствора и на образовании  $\alpha$ - мартенсита. В частности, этот механизм используется для авторучек из нержавеющей стали.

Никель - легкий пассивируемый металл, хотя его пассивирующая способность ниже, чем у хрома и молибдена; Ni - аустенитный элемент, и стали, содержащие 18% Cr и 9% Ni, имеют аустенитную структуру при комнатной температуре.

Таблица 2 содержит информацию о средних механических свойствах аустенитных сталей, которые обычно применяются в низкотемпературном оборудовании [6].

Таблица 2 – Механические свойства стали 08X18H9 от относительной деформации

Относительная деформация	$\sigma_E$	$\sigma_{0,2}$	$\delta, \%$	Относительная деформация, %	$\sigma_E$	$\sigma_{0,2}$	$\delta, \%$
	Мпа				Мпа		
0	600	240	64	40	1230	1140	21
10	950	750	45	60	1350	1280	17
20	1050	900	38	70	1400	1350	12

Аустенитные нержавеющие стали обладают превосходной коррозионной стойкостью, обрабатываемостью и особенно свариваемостью по сравнению с нержавеющими сталями на основе хрома. Они также сохраняют свою прочность при высоких температурах и в то же время не теряют пластичности при низких температурах.

Эта группа сталей имеет некоторые недостатки, такие как низкая прочность при комнатной температуре и предел текучести, который составляет около 250 МПа. Кроме того, высокая стоимость этих сталей связана с их большим содержанием никеля. В последние годы для низкотемпературных применений используются аустенитные стали с полной или частичной заменой Mg на Ni.

### **1.1.3 Хромоникельмарганцевые и хромомарганцевые и стали**

Марганец - менее аустенитный элемент, по сравнению с никелем. Содержание минимального количества хрома до (12-14%) что бы обеспечить коррозионную стойкость не сохранит аустенитную структуру в большом диапазоне температур. Поэтому стали легируются никелем (до 4-5%) и легируются азотом (до 0,25%), или используются оба элемента, в дополнение к марганцу.

После процесса закалки эти стали обычно имеют более высокие значения предела текучести ( $\sigma_{0,2}$ ) и значительно более высокие значения предела прочности при растяжении ( $\sigma_v$ ), чем хромоникелевые стали. Это показывает то, что аустенит Cr-Mn более упрочняется при холодной деформации, чем аустенит Cr-Ni.

Из-за химического состава аустенита при деформации микроструктура этих сталей начинает изменяться. На образование  $\epsilon$ -мартенсита и  $\alpha$ -мартенсита с гексагональной структурой влияет деформация метастабильного аустенита. При понижении температуры деформации увеличивается доля мартенсита, что повышает прочность материала.

Хромомарганцевые стали часто используются при строительстве крупного оборудования, резервуаров и трубопроводов благодаря их

экономичности и более высокой прочности по сравнению с аустенитными хромоникелевыми сталями. И наоборот, хромоникелевые стали предпочтительнее использовать для сварочного оборудования, работающего при температурах до 196°C, и трубопроводов, подающих кислород в плавильные печи.

Хромомарганцевые стали обладают отличной обрабатываемостью и сохраняют пластичность при низких температурах. Их коррозионная стойкость и хорошая обрабатываемость делают их альтернативой аустенитным хромоникелевым сталям при производстве машин и оборудования для различных мягких и агрессивных сред, обеспечивая желательное сочетание свойств.

Хромомарганцевоникелевые (Cr-Mn-Ni) и хромомарганцевые (Cr-Mn) стали без добавления титана или ниобия подвергаются межкристаллитной коррозии при повышении температуры в критическом диапазоне и разрушаются при кипении. В указанных условиях испытаний сталь нагревалась при 400-900°C в течение 30 минут без межкристаллитного разрушения после добавления титана в количестве, в пять раз превышающем количество углерода.

При переходе к мелкозернистым аустенитным сталям кристаллизационные процессы заторможены присутствием высокодисперсных, равномерно распределенных фазовых включений различного происхождения, а также неметаллических включений, карбидов, оксидов и т.д.

Влияние фазовой рекристаллизации на измельчение зерна аустенита и первичную рекристаллизацию разделено на температурной шкале, при этом дальнейшее измельчение наблюдается, когда фазовая рекристаллизация приводит к образованию мелких зерен аустенита с последующим формированием совершенно новой структуры зерна аустенита. Дальнейший нагрев увеличивает рост зерна за счет процессов коллективной и вторичной рекристаллизации.

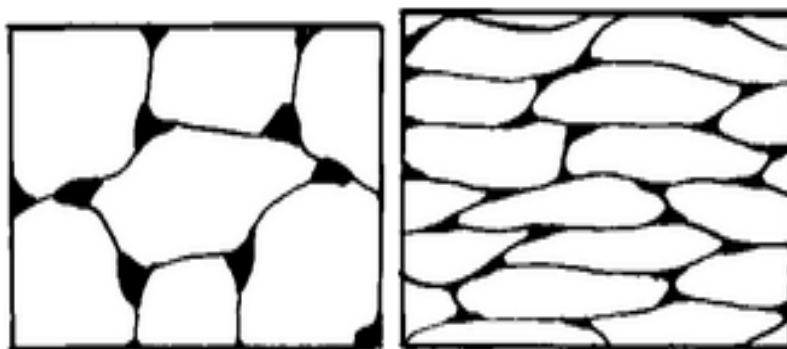
В довольно широком диапазоне температур нагрева эта сталь остается мелкозернистой, потому что наличие высокодисперсных частиц мешают появлению первичной рекристаллизации. При повышении температуры дисперсные частицы растворяются в аустените и не могут препятствовать интенсивному росту зерна.

Мелкий размер зерна может быть достигнут путем смешивания стали с легирующими элементами, образующими соединения, такие как высокодисперсные, малорастворимые карбиды и нитриды, которые препятствуют межкристаллитной миграции и задерживают начало рекристаллизации агрегатов и вторичной рекристаллизации. Интенсивный рост зерен аустенита в аустенитной области при нагреве и сопутствующее огрубление структурного состояния после охлаждения до комнатной температуры, приводящее к резкому снижению пластичности, особенно ударной вязкости, стали, называется перегревом [3-4].

## **1.2 Влияние интенсивной пластической деформации на механические свойства аустенитной стали**

Деформация - это изменение размера или формы объекта в результате воздействия внешней силы. Существует разница между упругой деформацией, которая исчезает после снятия нагрузки, и пластической деформацией, которая остается после приложения силы.

При пластической деформации металлического тела происходит изменение его внешней формы и структуры, что в свою очередь приводит к изменению его свойств (рисунок 1). Под воздействием внешних сил, округлые зерна могут растягиваться в направлении зон пластической деформации, а при более сложных деформациях могут принимать форму волокон.



а)

б)

Рисунок 1 – Структура металлов до деформации (а) и после (б)

Внутренняя структура зерен также подвергается изменениям в процессе деформации. Зерна состоят из огромного количества элементарных частиц и содержат дефекты кристаллической решетки, такие как вакансии, инородные частицы и дислокации. Из всех этих дефектов, дислокации оказывают наибольшее влияние на изменения в структуре и механических свойствах металлов. Пластическая деформация начинается, когда атомная поверхность скользит по другой, и при этом расходуется энергия внешних сил.

Дислокации на поверхности скольжения позволяют огромному количеству атомов на поверхности переходить на соседние узлы последовательно, а не одновременно (эффект домино), поэтому расход энергии на деформацию снижается в десять раз. Поэтому пластическое течение происходит легко, и металл обладает высокой пластической деформацией. В процессе деформации под действием бокового источника свинца происходит размножение дислокаций, что приводит к увеличению плотности дислокаций  $\rho$  (общая длина дислокаций в единице объема).

В аустенитных сталях, пластическая деформация (ПД) изменяет фазовый состав вследствие  $\gamma$ - $\alpha$  превращения, что приводит к образованию  $\alpha$ - $\alpha$  фазы, которая в свою очередь влияет на магнитные и механические свойства материала [5].

### **1.3 Мартенситное превращение в аустенитных сталях при пластической деформации**

Предварительная деформация аустенита перед мартенситными превращениями может влиять на температуру начала мартенситного превращения, кинетику, условия протекания и механизм мартенситного превращения. Степень влияния зависит от температуры деформации, степень деформации и химического состава стали.

Пластическая деформация малой степени активизирует превращение (ускоряет). Это проявляется в повышении температуры начала мартенситного превращения и увеличении скорости превращения, при изотермической кинетике происходит уменьшение остаточного аустенита. Понижается температура обратного мартенситного превращения для сталей с изотермической кинетикой.

Ускорение превращения связано с тем, что увеличивается плотность дефектов кристаллического строения, а при образовании дефектов упаковки возникают локальные напряжения, что способствует образованию зародышей мартенсита (рисунок 2).

Большие пластические деформации затрудняют мартенситное превращение, это связано с образованием в аустените большого количества дефектов, которые затрудняют образование и рост когерентных зародышей мартенсита, т.е. тормозят сдвиговое превращение (рисунок 3)



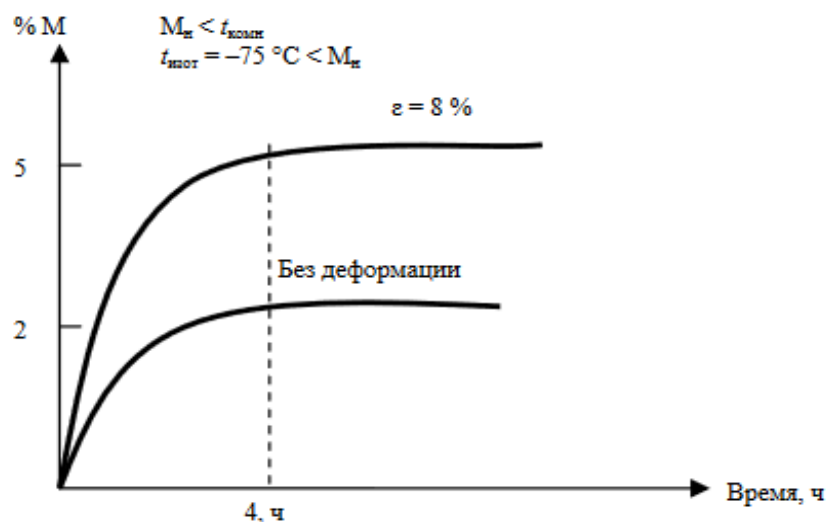


Рисунок 2 – Влияние деформации малой степени на развитие мартенситного превращения

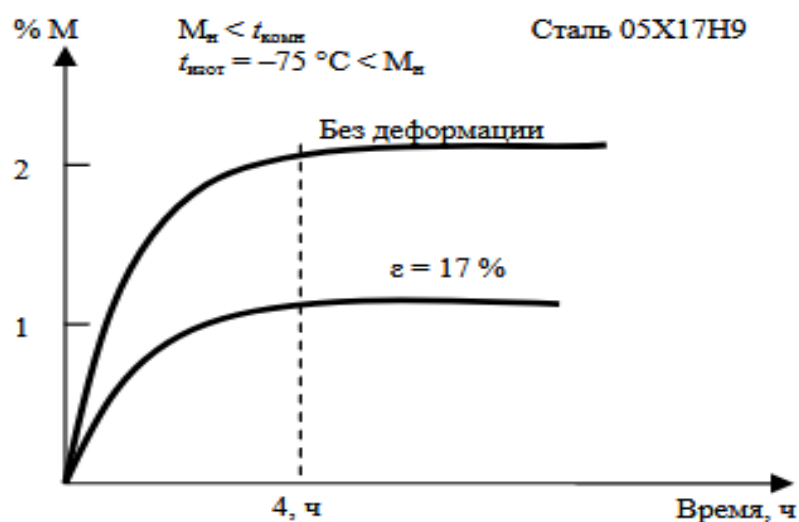


Рисунок 3 – Влияние деформации большой степени на развитие мартенситного превращения

Образования мартенсита деформации происходит при определенных условиях, при температурах близких к  $M_N$ . Интервал температур  $M_{деф} - M_N$ , именно в нем и происходит образование мартенсита деформации, при температуре выше  $M_{деф}$  мартенсит не образуется.

Если проводить деформацию внутри интервала  $M_N - M_N$  сигма, то для образования мартенсита необходимо прикладывать меньшие усилия, чем в

интервале  $M_H$  сигма –  $M_{\text{деф}}$ ; вблизи температуры  $M_H$  уже малая деформация вызывает мартенситное превращение [4-5].

Данная группа сталей легирована таким образом, что температура  $M_H$  лежит ниже комнатной, а температура  $M_{\text{деф}}$  – выше комнатной. Именно по этой причине в сталях аустенитного класса под действием пластической деформации может образоваться мартенсит деформации, например, сталь Гадфильда (100Г13). Сталь имеет аустенитную структуру, обладает низкими прочностными характеристиками, но при деформации с большими степенями происходит образование мартенсита деформации.

Нержавеющие аустенитные стали марки X18H10 отличаются высокой стабильностью. Они не испытывают мартенситного превращения при охлаждении вплоть до температур жидкого N ( $-196^\circ\text{C}$ ). Однако в этих сталях мартенситное превращение может происходить при холодной пластической деформации.

Содержание C, Ni и Mn в стали инициирует мартенситное превращение, что влияет на стабильность аустенита и прокаливаемость нержавеющей сталей переходного класса. Помимо этого, для облегчения процесса дисперсионного упрочнения в сталь могут быть добавлены Al, Ti и другие элементы. Изменение химического состава стали может также повлиять на устойчивость  $\gamma$ -твердого.

Аустенитные нержавеющие стали, которые проходят высокотемпературную закалку и дополнительно обрабатываются отпуском и холодной обработкой, объединяются с нержавеющими сталями, у которых формируется мартенситная структура после высокотемпературного нагрева и охлаждения. Такие стали подвержены дополнительному упрочнению за счёт образования мартенсита или выделения фаз после старения [5].

#### 1.4 Пластические зоны, образующиеся у вершины трещины при однократных видах нагружения

При рассмотрении образования пластических зон при разрушении реальных материалов, необходимо учитывать следующие факторы. При плоской деформации и плоском напряженном состоянии, зона пластической деформации, которая образуется у вершины трещины, имеет различный размер и форму, что оказывает значительное влияние на механизм разрушения металлического материала и его сопротивление расширению трещин [23, 24].

При разрушении металлических материалов в условиях плоской деформации (ПД), напряжения, возникающие в процессе нагружения образца или детали, непосредственно в вершине трещины будут равны  $\sigma_T$  (поскольку в вершине трещины возникает затупление, то можно считать, что конец трещины имеет конечную кривизну), после чего происходит резкое повышение напряжения до эффективного напряжения текучести  $3\sigma_T$  [23, 24]. Таким образом, в этих условиях у вершины трещины формируется одна пластическая зона [23, 24] (рисунок 4).

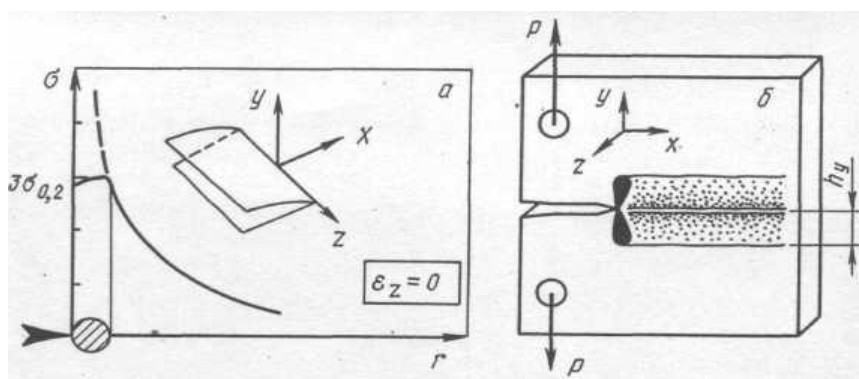


Рисунок 4 - Схема формирования пластической зоны у вершины трещины (а) и под поверхностью изломов при ее распространении (б) в условиях плоской деформации ( $h_y$  - глубина пластической зоны под поверхностью изломов) [24]

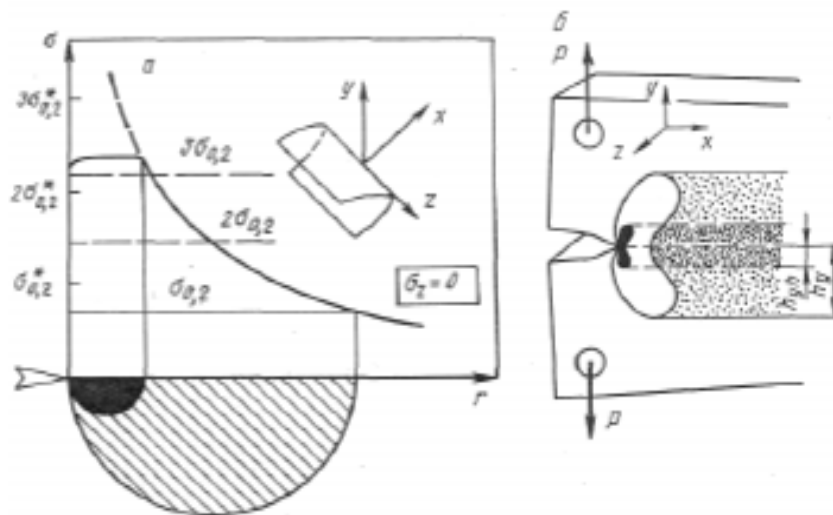


Рисунок 5 – Схема формирования пластических зон у вершины трещины (а) и под поверхностью изломов при ее распространении (б) в условиях плоского напряженного состояния ( $h_y$  - глубина слабодеформированной макрзоны,  $h_{yh}$  - глубина сильнодеформированной микрзоны) [24]

При разрушении материала в условиях плоского напряжения состояния в вершине трещины образуются две пластические зоны: слабодеформированная макроскопическая зона и сильнодеформированная микроскопическая зона (рисунок 5), которым можно различить по степени искажения и размеру кристаллической структуры материала [24].

Если разрушение материала происходит в переходной области от ПД к ПН, то возникающие напряжения, непосредственно в вершине трещины будут, как и в предыдущих случаях, равны  $\sigma_T$ , а затем будет наблюдаться резкое повышение напряжения до эффективного напряжения текучести, которое в отличие от случая ПД не достигнет величины  $3\sigma_T$ . [24]. Вследствие небольших размеров пластических зон, а, следовательно, больших градиентов деформации материала в данных зонах, не всегда представляется возможность, чётко разграничить макро- и микрзону под поверхностью изломов при исследовании их рентгеновским методом [24].

Указать четкую границу перехода напряженного состояния материала от плоской деформации в переходную область и от этой области в плоское

напряженное состояние не получится из-за непрерывности самого процесса развития размера и количества пластических зон [24].

Критерием оценки локального напряженного состояния материала у вершины трещины при различных видах нагружения служит отношением максимальной глубины пластических зон под поверхностью излома в толщине образца ( $h_{\max}/t$ ) [23, 24].

Разрушение материалов в условии плоской деформации (ПД) сопровождается образованием у вершины трещины только одной пластической зоной [24].

Определение границы между переходом локального напряженного состояния материала из плоской деформации в переходную зону и из переходной зоны в плоское напряженное состояние является сложным процессом, так как количество пластических зон в этом процессе не постоянно и постоянно меняется [23, 24].

Появление одной пластической зоны у вершины трещины при пластической деформации материала сопровождается изменением локального напряженного состояния в этой зоне. Кроме того, такое изменение может привести к искажению кристаллической структуры материала, которое можно определить с помощью измерения ширины рентгеновского излучения [23].

Таким образом, в результате анализа литературы для получения ультрамелкозернистой микроструктуры стали 023X18N9 был выбран вариант равноканального углового прессования (РКУП). Этот метод позволяет обрабатывать образцы со значительными линейными размерами, необходимо для получения из стали соответствующих медицинских изделий [23].

## Глава 2 Материалы и методики исследования

### 2.1 Материал исследования

Состав аустенитной стали 023X18H9, часто применяемой в медицине и химической промышленности, представлен в таблице 3. Сталь исследовали в исходном (горячекатаном) КЗ состоянии и в ультрамелкозернистом (УМЗ) состоянии после равноканального углового прессования (РКУП).

Таблица 3 – Химический состав аустенитной стали 023X18H9

C	Cr	Ni	Mn	Mo	Si	Cu	Co
0,023	17.95	7.95	1.85	0.35	0.38	0.6	0.15

РКУП стали проводили<sup>1)</sup> по следующему режиму: закалка от температуры 1050 °С в воде с предварительной выдержкой 1 час + РКУП при температуре 350 °С (маршрут Вс, n=4, φ=120°) [7, 8].

### 2.2 Методики исследования структуры и механических свойств стали

Для изучения структуры стали были применены два метода: металлографический микроскоп Axiovert 40 MAT (рисунок 6) для исследования структуры КЗ стали и просвечивающий электронный микроскоп (ПЭМ) JEM-2100 2 для исследования тонкой структуры УМЗ стали [1].

ИПДК стали проводили в Уфимском университете науки и технологий (г. Уфа).

Исследование тонкой структуры УМЗ стали было проведено сотрудниками Уфимского университета науки и технологий (г. Уфа).



Рисунок 6 – Металлографический микроскоп Axiovert 40 MAT

Сталь испытывали на твердость с помощью твердомера ТН 300 (рисунок 7). Статические испытания на растяжение проводились на цилиндрическом образце диаметром 3 мм на испытательной машине Н50КТ (рисунок 8) при температурах 20 и -196 °С.

Статические испытания на трещиностойкость проводились на призматических образцах толщиной 10 мм при помощи оборудования Instron 8802 с протоколом трехточечного изгиба. (рисунок 9) в соответствии с ГОСТ 25.506-85 при температурах 20 и -196 °С [2].



Рисунок 7 – Стационарный твердомер по Роквеллу ТН300

Цилиндрический образец диаметром 3 мм испытывался на растяжение при 20 и -196 °С.). Для проведения испытаний на механические характеристики образцов использовали разрывную машину Н50КТ (рисунок 8). Машина способна развивать усилие до 50 кН и имеет раму, и состоит из двух одинаковых колонн. Для того что бы зафиксировать образцы использовали разнообразные зажимы и фиксаторы, включая те, которые соответствуют требованиям ГОСТ 1497-84 (ИСО 6892-84) для растяжения образцов [6, 7].

Испытание на статическую трещиностойкость (ГОСТ 25.506-85 [22]) призматических образцов толщиной  $t = 10$  мм по схеме трехточечного изгиба из К3 и УМЗ стали проводили при температурах 20 и -196 °С на установке Instron 8801 (рисунок 9).

Instron 8801 – это испытательное оборудование, которое обеспечивает точность измерения нагрузки  $\pm 0,5\%$  и способно создавать усилие в 100 кН. Диапазон скорости у этого оборудования варьируется от 0,00005 до 1016 мм/мин. Так же он может проводить испытания на растяжение, сжатие и при температурах от -70 °С до +1200 °С [9].





Рисунок 8 – Испытательная машина H50KT с компьютерным управлением



Рисунок 9 – Испытательная установка Instron 8801

Микрорельеф поверхности статических изломов, полученных при испытании образцов на статическую трещиностойкость, исследовали при помощи растрового электронного микроскопа (РЭМ) SIGMA (рисунок 10).

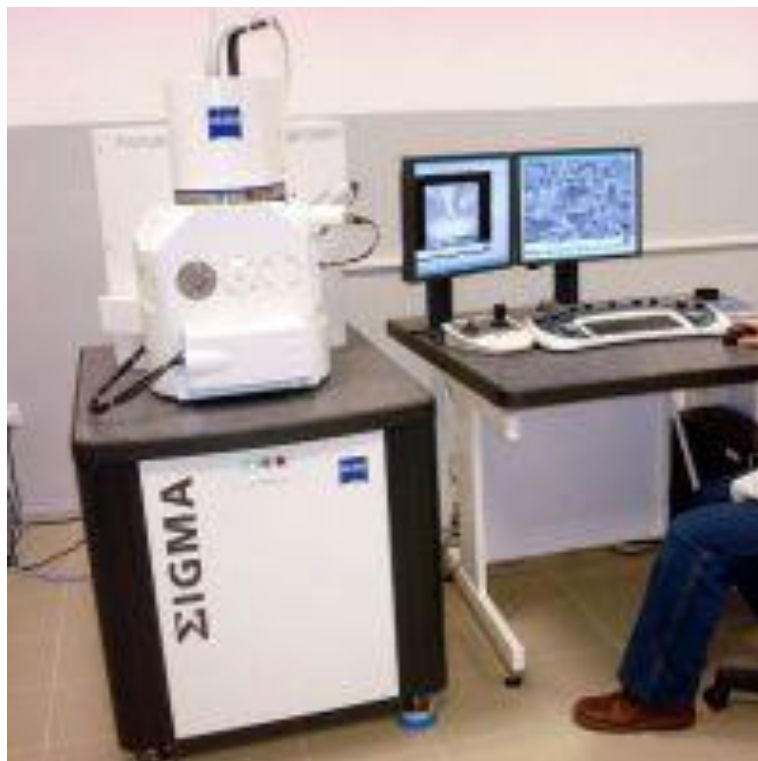


Рисунок 10 – Сканирующий электронный микроскоп Sigma

Перечисленное оборудование позволит исследовать механические характеристики стали 023X18N9 в горячекатанном и ультрамелкозернистом состоянии [8, 9].

### **2.3 Методика определения глубины пластических зон под поверхностью изломов и локального напряженного состояния материала у вершины трещины**

Для определения глубины пластических зон можно использовать метод послойного стравливания излома, после чего производится

рентгенографирование его поверхности, подробно описанный в Рекомендациях Госстандарта.

Мы измеряли глубину пластических зон, анализируя ширину рентгеновских дифракционных линий (311)  $\gamma$ -фазы  $K_{\alpha 1}$  ( $\Theta = 1270$ ). Для травления использовали смесь кислот  $HCl + HNO_3$  (3:1). Общая ошибка в определении глубины пластических зон обычно составляла 10-30% в зависимости от типа излома [11].

Используя метода послойного стравливания, а затем использование рентгенографии для определения глубины зон под трещиной общая ошибка обычно составляет 10-30% и меняется из-за типа самой трещины.

Оценивая локально напряженное состояния материала применялся критерии, описанные в ГОСТ 25.506-85, а также критерий  $h_{max/t}$ . Это значение  $h_{max}$  обозначится максимальная глубина пластической зоны за трещиной,  $t$  - толщина образца [11-12].

Если вышло так что разрушение произошло при плоской деформации, то это будет значит, что отношение  $h_{max/t}$  меньше  $10^{-2}$ . Если же излом произойдет в условиях плоского напряженного состояния значит  $h_{max/t}$  станет больше  $10^{-1}$ . Если разрушение произойдет в случае, переходной области между ( $PD \leftrightarrow PH$ ), то  $h_{max/t}$  будет составлять от  $10^{-2}$  до  $10^{-1}$ .

#### **2.4 Методика исследования мартенситных превращений в пластических зонах под поверхности изломов**

Для определения объемного содержания фазы мартенсита на поверхности данного образца в её облученной зоне, мы можем применить интегральную интенсивность дифракционных линий (111)  $K_{\alpha}$  гамма-фазы, (110)  $K_{\alpha}$  альфа-фазы и (101)  $K_{\alpha}$   $\epsilon$ -фазы [12].

Эти линии были выбраны из-за удовлетворения условия преобразования фаз, это значит, что исходная первоначальная ориентация матричной фазы изменится, и образуются новые фазы, которые точно также будут описываться

выбранными линиями. Это поможет понизить текстурное влияние на напряженном соотношении линий, которые были указаны [6].

Было рассчитано процентное содержание  $\alpha$ - и  $\varepsilon$ -мартенсита, и  $\gamma$ -аустенита, по следующим формулам:

$$V_{\gamma} = \frac{C_1 I_{III\gamma}}{C_1 I_{III\gamma} + C_2 I_C + C_3 I_{101\varepsilon}} * 100 \% \quad (1)$$

$$V_{\alpha} = \frac{C_2 I_C - C_4 I_{101\varepsilon}}{C_1 I_{III\gamma} + C_2 I_C + C_3 I_{101\varepsilon}} * 100\% \quad (2)$$

$$V_{\varepsilon} = \frac{C_1 I_{III\varepsilon}}{C_1 I_{III\gamma} + C_2 I_C + C_3 I_{101\varepsilon}} * 100 \%. \quad (3)$$

Коэффициенты  $C_1 \dots C_5$  для Fe  $K_{\alpha}$  излучений представлены в таблице 1. За  $I_{III\gamma}$ ,  $I_{101\varepsilon}$  и  $I_C = I_{110\alpha} + I_{002\varepsilon}$  принимают интегральную интенсивность соответствующих дифракционных линий (в последнем случае на линию (110)  $K_{\alpha}$   $\alpha$ -фазы накладывается линия (002)  $K_{\alpha}$   $\varepsilon$ -фазы [13].

Таблица 4 – Коэффициенты, используемые для расчета объемного содержания фаз на основе излучения Fe  $K_{\alpha}$ .

$C_1$	$C_2$	$C_3$	$C_4$	$C_5$
2,459	1,799	2,025	0,444	2,469

Дифракционные линии рентгеновских лучей становятся шире при рентгенографии поверхностей разрушения, особенно пластичных, из-за шероховатости поверхности и искажения кристаллической структуры.

Съемку поверхности изломов проводили на рентгеновском дифрактометре ДРОН-2.0 ( $U = 22$  кВ,  $I = 8$  мА) в  $Fe K_{\alpha}$  излучении (рисунок 11).



Рисунок 11 – Рентгеновский дифрактометр ДРОН-2

В результате полное разделение линий (110)  $\alpha$ -фазы  $K_{\alpha}$  и (111)  $\gamma$ -фазы  $K_{\alpha}$  обычно не заметно на дифрактограммах. Чтобы решить эту проблему, мы выполнили разделение этих линий на графики, ссылаясь на требование симметрии. Однако разделение на слои при определении фазового состава стали может вызвать дополнительную погрешность, которая обычно составляет от 3 до 10%, в зависимости от степени перекрытия линий [8].

## Глава 3 Результаты исследования

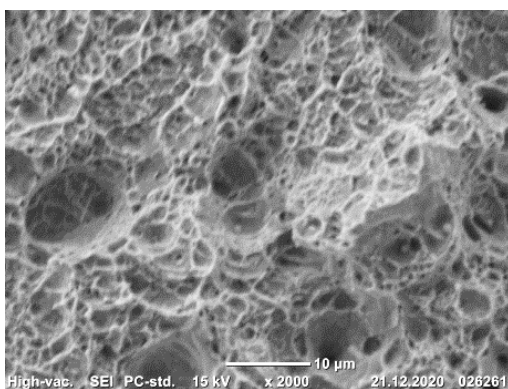
### 3.1 Статическая трещиностойкость и механизм статического разрушения стали 023X18Н9

Изучение распределения мартенситной фазы в пластических зонах под поверхностью изломов проводили на образцах, испытанных на статическую трещиностойкость ( $K_{IC}$ )<sup>1)</sup>. В ходе механических испытаний на статическую трещиностойкость ( $K_{IC}$ ) при 20 °С образцы из КЗ аустенитной стали 023X18Н9 не разрушились из-за высокой пластичности. Результаты испытания образцов из КЗ стали при температуре -196 °С и УМЗ стали при температурах 20 и -196 °С показали высокое значение статической трещиностойкости (таблица 5). Однако ни один из критериев механики разрушения, согласно ГОСТ 25.506-85, не удовлетворяет условию плоской деформации (ПД). Следовательно, полученные значения статической трещиностойкости стали (таблица 5) есть  $K_C$ .

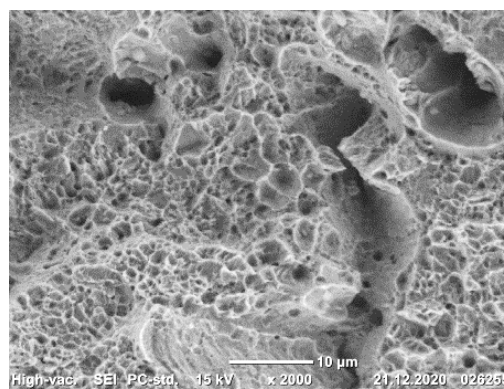
Все образцы из стали 023X18Н9, испытанные на статическую трещиностойкость, разрушились вязко, образовав ямочный микрорельеф (рисунок 12).

Таблица 5 – Статическая трещиностойкость стали в различном состоянии и критерии реализации условий ПД по ГОСТ 25.506-85

Состояние	T, °С	$K_C$ , МПа√м	$t/(K_C/\sigma_{0,2})^2$	$P_{max}/P_Q$	$\varphi_c$ , %
КЗ (исходное)	-196	60.8±0.52	1.00	1.52	3.0
УМЗ (РКУП)	20	96.0±1.02	1.24	1.20	4.0
УМЗ (РКУП)	-196	92.1±1.68	1.95	1.05	1.5



а)



б)

Рисунок 12 – Микрорельеф изломов образцов из стали 023X18N9 в КЗ (а) и УМЗ (б) состоянии, испытанных на статическую трещиностойкость при температуре  $-196^{\circ}\text{C}$ . а, б-  $\times 2000$

### **3.2 Исследование мартенситных превращений в стали после РКУП и пластических зонах под поверхностью изломов**

Результаты рентгеновских исследований показали, что охлаждение стали в исходном состоянии и после РКУП до температуры  $-196^{\circ}\text{C}$  не приводит к мартенситным превращениям. Поэтому для оценки степени искаженности кристаллической структуры стали до нагружения образцов (эталон) оценивали по ширине рентгеновской дифракционной линии  $(311) K_{\alpha 1}$   $\gamma$ -фазы. РКУП приводит к значительной искаженности кристаллической структуры стали (искажения кристаллической решетки, измельчение зерна и т.д.), о чем свидетельствует более высокое значение ширины рентгеновской линии (в 1.5 раза), полученной с поверхности УМЗ стали по сравнению с КЗ сталью (таблица 6) [13, 14, 22].

Таблица 6 – Среднее значение ширины рентгеновских линий, полученных с поверхности образцов стали до нагружения (эталон) и с поверхности изломов

Состояние	Т, °С	Эталон	С поверхности изломов
		(311) $K_{\alpha 1}$ $\gamma$ -фазы, рад.	(211) $K_{\alpha 1}$ $\alpha$ -фазы, рад.
КЗ (исходное)	20	$1.42 \cdot 10^{-2}$	-
КЗ (исходное)	-196	$1.40 \cdot 10^{-2}$	$2.10 \cdot 10^{-2}$
УМЗ (РКУП)	20	$2.11 \cdot 10^{-2}$	-
УМЗ (РКУП)	-196	$2.11 \cdot 10^{-2}$	$1.56 \cdot 10^{-2}$

Результаты рентгенофазового анализа показали, что на поверхностях изломов сталей КЗ и УМЗ образовалось около 91%  $\alpha$ -мартенсита, независимо от температуры испытания. Ширина рентгеновской дифракционной линии (211) фазы  $K_{\alpha 1}\alpha$ , полученной при рентгеновской дифракции поверхности излома образца стали КЗ (таблица 6), превышает ширину этой же линии, полученной рентгенографированием поверхности изломов образцов из УМЗ стали. Это указывает на то, что разрушение образца КЗ стали сопровождается большим искажением мартенситной микроструктуры поверхности излома, чем у стали УМЗ. В то же время микрзоны разрушения, а, следовательно, и шероховатость поверхности разрушения образцов, состоящих из сталей КЗ и УМЗ, практически одинаковы (рисунок 12). Поэтому вклад шероховатости в ширину рентгеновской линии можно считать одинаковым [17-18].

Рентгенографическое определение глубины пластических зон под поверхностью изломов показало, что при статическом разрушении КЗ стали при температуре  $-196$  °С под поверхностью изломов образуются две пластические зоны: сильнодеформированная микрizona  $h_{yh}$  глубиной 350 мкм и слабодеформированная макрizona  $h_y$ , глубиной 1450 мкм. При разрушении УМЗ стали под поверхностью излома образуется одна «вырожденная» зона  $h_y$  глубиной 450 мкм (таблица 7). Следовательно, согласно критерию  $h_{\max}/t$ , разрушение КЗ стали произошло в условиях плоского напряженного (ПН)



состояния, а УМЗ стали – в переходной области от плоской деформации к плоскому напряженному состоянию (ПД↔ПН) [17, 18].

Таблица 7 – Глубина пластических зон под поверхностью статических изломов стали

Состояние	T, °С	$h_{yh}$ , мкм	$h_y$ , мкм	$h_{max}/t$
КЗ (исходное)	-196	350	1450	$1.4 \cdot 10^{-1}$
УМЗ (РКУП)	-196	-	450	$4.5 \cdot 10^{-2}$

Исследование фазового состава пластических зон проводили с использованием рентгеноструктурного фазового анализа. Под поверхностью всех изломов обнаружены  $\alpha$ - и  $\gamma$ -фаза. Количество  $\alpha$ -мартенсита уменьшается от поверхности изломов вглубь образцов. Глубина, на которую распространяется  $\alpha$ -мартенсит под поверхностью изломов как в КЗ, так и УМЗ стали (рисунок 13 и 14), практически совпадает с глубиной пластических зон под поверхностью изломов (таблица 7).

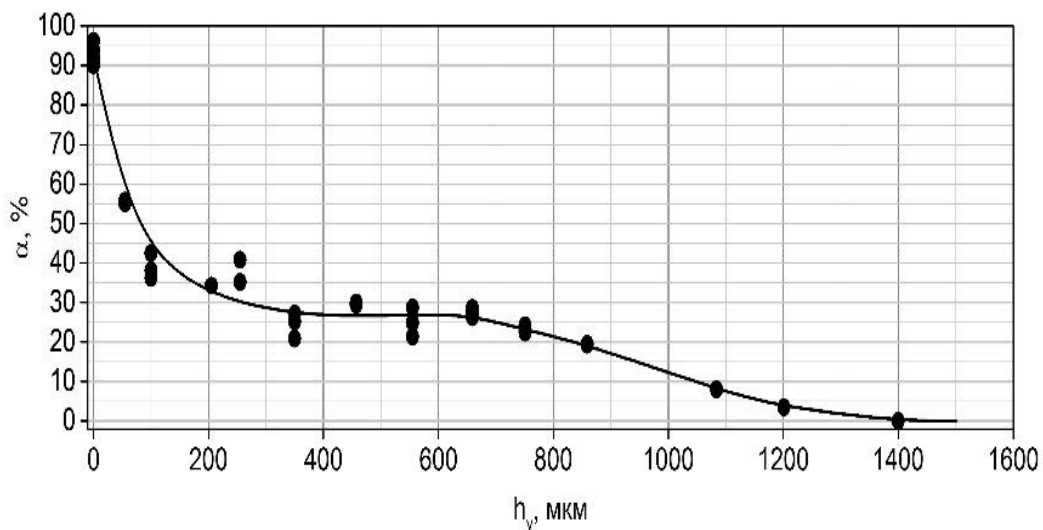


Рисунок 13 – Распределение  $\alpha$ -мартенситной фазы под поверхностью статического излома аустенитной стали 023X18H9 в исходном КЗ состоянии при температуре испытания  $-196^{\circ}\text{C}$

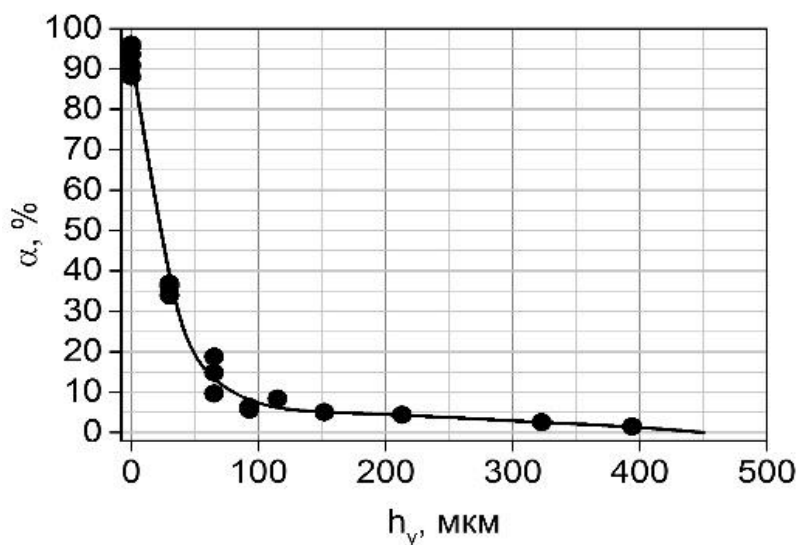


Рисунок 14 – Распределение  $\alpha$ -мартенситной фазы под поверхностью статического излома аустенитной стали 023X18H9 после РКУП при температуре испытания  $-196^{\circ}\text{C}$

Таким образом, мартенситные превращения на поверхности статических изломов и в пластических зонах под поверхностью изломов стали 023X18H9 в исходном КЗ состоянии и после РКУП в УМЗ состоянии происходят по механизму  $\gamma \rightarrow \alpha$ . Причем количество  $\alpha$ -мартенсита уменьшается от поверхности изломов вглубь образцов, а глубина, на которую

распространяется  $\alpha$ -мартенсит под поверхностью изломов как в КЗ, так и в УМЗ стали, практически, совпадает с глубиной пластических зон под поверхностью изломов.

На поверхности статических изломов, независимо от температуры испытания и состояния стали, обнаружено примерно 91 %  $\alpha$ -мартенсита. Следовательно, статическая трещина в стали, независимо от температуры испытания и состояния, распространялась в основном по мартенситной структуре. Выше было отмечено, что крупнозернистая и ультрамелкозернистая сталь 023X18H9 обладает повышенной статической трещиностойкостью ( $K_C$ ) (таблица 5). Можно предположить, что образование мартенситной фазы с ОЦК решеткой в локальном объеме материала у вершины трещины привело к возникновению сжимающих напряжений (из-за разности объемов решетки аустенита и мартенсита). Сжимающие напряжения воспрепятствовали срастанию трещины. Однако разное значение статической трещиностойкости стали в КЗ и УМЗ состоянии, возможно, не следует связывать только с мартенситными превращениями в стали у вершины трещины. Высокая трещиностойкость УМЗ стали 023X18H9, по-видимому, и размером зерен и большим количеством дефектов кристаллического строения внутри зерен, образовавшихся в аустенитных зернах после РКУП и унаследованных, за счет структурной наследственности, мартенситом деформации в пластических зонах у вершины трещины [23, 24].

Таким образом, настоящая выпускная квалификационная работа посвящена вопросу исследования свойств стали 023X18H9 исходном КЗ состоянии и после равноканального углового прессование. В процессе проведенных исследований выявлено что процесс равноканального углового прессования позволяет получить ультрамелкозернистую структуру. Исследование проводилось с использованием передовых методов на современном оборудовании: испытания на твердость стали 023X18H9 проводились на твердомере TN300, который может быть подключен к компьютеру.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что равноканальное угловое прессование обеспечивает увеличение предела прочности для образцов, подвергнутых данному технологическому воздействию почти в 2 раза. Увеличение предела текучести составило почти в 5 раз.

## Заключение

Выпускная работа посвящается исследованию свойств стали 023X18H9 после следующих технологических воздействий – отжиг и равноканальное угловое прессование. В процессе проведенных исследований выявлено что процесс равноканального углового прессования позволяет получить ультрамелкозернистую структуру (УМЗ). Исследование проводилось с использованием современного оборудования. Испытания на твердость стали 023X18H9 проводились на твердомере TN300, который может быть подключен к компьютеру. Статические испытания проводились на универсальной испытательной машине Н50КТ. Усталостные испытания проводились при температуре 20 °С методом трехточечного изгиба на установке Instron 8801 согласно ГОСТ 25.506-85. Для исследования микроструктуры образцов использовался микроскоп Sigma.

Полученные результаты говорят о том, что:

1. Мартенситные превращения на поверхности статических изломов и в пластических зонах под поверхностью изломов стали 023X18H9 в исходном КЗ состоянии и после РКУП в УМЗ состоянии происходят по механизму  $\gamma \rightarrow \alpha$ .

2. Количество  $\alpha$ -мартенсита в пластических зонах под поверхностью статических изломов уменьшается от поверхности вглубь образцов, а глубина, на которую распространяется  $\alpha$ -мартенсит под поверхностью изломов как в КЗ, так и в УМЗ стали совпадает с глубиной пластических зон под поверхности изломов

3. Высокая статическая трещиностойкость ( $K_C$ ) стали, возможно, связана с образованием мартенситной фазы с ОЦК решеткой в локальном объеме материала у вершины трещины, приводящей к возникновению сжимающих напряжений. Однако разное значение статической трещиностойкости стали в КЗ и УМЗ состоянии не следует связывать только с мартенситными превращениями в стали у вершины трещины.

## Список используемой литературы и используемых источников

1. Агеев Н.В., Бабарэко А.А., Бецофен С.Я. Описание текстуры методом обратных полисных фигур, Изв. АН СССР. Металлы, 1974. - № 1. - С. 94-97
2. Валиев, Р.З. Структура и механическое поведение ультрамелкозернистых металлов и сплавов, подвергнутых интенсивной пластической деформацией [Текст] / Валиев Р.З, Исламгалиев Р.К. // Физика металлов и металловедение. 1998. – Т.85. – Вып. 3. – С. 161-177.
3. Валиев Р.З., Александров И.В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. М: Логос, 2000. 272 с.
4. Гольдштейн, М.И. Специальные стали [Текст]: учебник для вузов / М.И. Гольдштейн, С.В. Грачев, Ю.Г. Векслер. – М.: Металлургия, 1985. – 408 с.
5. Гольдштейн, М.И. Специальные стали [Текст]: учебник для вузов / М.И. Гольдштейн, С.В. Грачев, Ю.Г. Векслер. – М.: Металлургия, 1985. – 408 с.
6. Клевцов Г.В. Пластические зоны и диагностика разрушения металлических материалов. – М: МИСИС, 1999. – 112с.
7. Кречмер, В. Г. Высокопрочные сложнлегированные стали [Текст]: монография / В. Г. Кречмер. – Алма-Ата.: «Наука» КазССР, 1975. – 197 с.
8. Овчаренко В.Е., Черепанов А.Н., Иванов Ю.Ф. Модификация зеренной структуры никелевого сплава наноразмерными частицами тугоплавких соединений // Наноинженерия. – 2015. – 4 (46). – С. 24-29.
9. Р 50-54-52-88. Расчеты и испытания на прочность. Метод рентгеновского анализа изломов. Определение глубины зон пластической деформации под поверхностью изломов. - М.: ВНИИНМАШ Госстандарта СССР, 1988. 24 с.

10. Р 50-54-52-88. Расчеты и испытания на прочность. Метод рентгеновского анализа изломов. Определение глубины зон пластической деформации под поверхностью изломов. - М.: ВНИИНМАШ Госстандарта СССР, 1988. 24 с
11. Ульянин, Е.А. Коррозионностойкие стали и сплавы: справочник. – М.: Металлургия, 1991. – 256 с.
12. Фридман, Я.Б. Строение и анализ изломов металлов / Я.Б. Фридман, Т.А. Гордеева, А.М. Зайцев. – М: Машгиз, 1960. – 128 с.
13. Фрактография – средство диагностики разрушенных деталей / М.А. Балтер [и др.]. – М.: Машиностроение, 1978. – 184 с.
14. Энгель, Л. Растровая электронная микроскопия. Разрушение: справ. изд. / Л. Энгель, Г. Клингел. – М.: Металлургия, 1986. – 232 с.
15. Lo, K.H. Recent developments in stainless steels [Текст] / К.Н. Lo, С.Н. Shek, J.K.L. Lai // Mat. Sci. and Eng. R. – 2009. –V. 65. – P. 39-104.
16. Cherepanov A.N., Ovcharenko V.E., Liu G., Cao L. Modifying structure and properties of nickel alloys by nanostructured composite powders // Thermophysics and Aeromechanics. – 2015. – Vol.22. – No.1. – P. 131-137.
17. Cherepanov A.N., Ovcharenko V.E. Effect of Nanostructured Composite Powders on Structure and Strength Properties of the High-Temperature Inconel 718 Alloy // The Physics of Metals and Metallography – 2015. – Vol.116. – No.12. – P. 1279-1284.
18. Mannan, S.L. Austenitic Stainless Steels for In-Core Applications of Fast Breeder Reactors [Текст] / S.L. Mannan, P.V. Sivaprasad. – Reference Module in Materials Science and Materials Engineering. – 2016. – p
19. R.Z. Valiev, A.P. Zhilyaev, T.G. Langdon. Bulk Nanostructured Materials: Fundamentals and Applications. John Wiley & Sons, Hoboken, NJ, USA (2014), 440 p
20. Ovcharenko V.E., Boyangin E.N., Myshlyayev M.M., Ivanov Yu.F., Ivanov K.V. Formation of multigrain structure and its influence on the strength and

plasticity of the Ni<sub>3</sub>Al intermetallic compound // *Physics of Solid State*. – 2015. – Vol.57. – Issue 7. – P.1293-1299.

21. Lo, K.H. Recent developments in stainless steels [Текст] / K.H. Lo, C.H.Shek, J.K.L. Lai // *Mat. Sci. and Eng. R.* – 2009. –V. 65. – P. 39-104.

22. ГОСТ 25.506-85. Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при статическом нагружении. - М.: Издательство стандартов, 1985.- 62 с.

23. Клевцова Н.А., Фролова О.А., Клевцов Г.В. Разрушение аустенитных сталей и мартенситные превращения в пластических зонах. - М.: Изд-во Академии Естествознания, 2005. – 155 с.

24. Г.В. Клевцов, Л.Р. Ботвина, Н.А. Клевцова, Л.В. Лимарь. Фрактодиагностика разрушения металлических материалов и конструкций. Москва: МИСиС (2007) 264 с.