

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

Институт машиностроения

(наименование института полностью)

Кафедра «Нанотехнологии, материаловедение и механика»

(наименование кафедры)

22.04.01 Материаловедение и технологии материалов

(код и наименование направления подготовки, специальности)

Инжиниринг перспективных материалов и диагностика поведения материалов в изделиях

(направленность (профиль)/специализация)

**ВЫПУСКНАЯ КВАЛИФИКАЦИОННАЯ РАБОТА
(МАГИСТЕРСКАЯ ДИССЕРТАЦИЯ)**

на тему **«Определение причины пониженного ресурса немагнитных
утяжеленных бурильных труб»**

Студент

В.А. Родионов

(И.О. Фамилия)

(личная подпись)

Научный
руководитель

д.ф-м.н., профессор Д.Л.Мерсон

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

Тольятти 2020

СОДЕРЖАНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	4
1 АНАЛИТИЧЕСКИЙ ОБЗОР	6
1.1 Способность деформироваться и двойниковое поведение высокомарганцевой аустенитной стали с мелкозернистой структурой	6
1.1.1 Испытание на растяжение	7
1.2 Водородное растрескивание на границах зерен и двойников	9
в аустенитной стали Fe – Mn – C	9
1.3 Упрочнение резьбовых соединений бурового оборудования методом холодной прокатки	15
1.3.1 Холодный прокат профиля резьбы.....	17
1.3.2 Детали исследования.....	21
1.3.3 Результаты исследования	26
1.3.4 Обсуждение результатов	30
1.4 Деформационное упрочнение сталей с высоким содержанием марганца...	36
1.4.1. Экспериментальная процедура	37
1.4.2 Результаты и обсуждение	38
1.5 Влияние измельчения зерна на термическую стабильность метастабильной аустенитной стали.....	50
1.5.1. Экспериментальные процедуры	52
1.5.2 Экспериментальные процедуры	53
1.5.3. Результаты и обсуждение	54
1.5.4 Энергия, необходимая для мартенситного превращения	60
1.5.5 Энергия упругой деформации для смещения решетки	60
1.5.6 Дополнительная физическая энергия, необходимая для мартенситного превращения.....	61
1.5.7 Оценка химической движущей силы для мартенситного превращения	62
1.5.8 Оценка энергии упругой деформации, необходимой для зарождения мартенсита.....	63
2. МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ	66

2.1 Исследуемый материал.....	66
2.2 Испытания на растяжение	67
2.3 Испытание на удар	69
2.3.1 Типы ударных испытаний	69
2.4 Оптико-эмиссионный спектральный анализ	72
2.4.1 Принцип спектрометрии оптического излучения.....	73
2.4.2 Оборудование	76
2.5 Испытание на твёрдость	77
2.6 Испытание на стойкость к межкристаллитной коррозии	77
3. РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ	79
Аналитические исследования инцидентов за период 2011-2020гг	79
3.1 Химический анализ металла	82
3.2 Испытание на растяжение.	83
Образцы из марки стали Р-530 и Р-550Т для испытания на растяжение были отобраны из НУБТ после работы.....	83
3.3 Испытание металла на ударную вязкость.....	84
3.4 Определение твердости	85
3.5 Испытание на межкристаллитную коррозию	85
На основании исследования определили, что металл немагнитной утяжеленной буровой трубы НУБТ Р-550Т обладает чрезвычайно высокой склонностью к межкристаллитной коррозии.	90
3.6 Исследование причины заедания резьбы.....	90
Заключение.....	93
СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ.....	94

ВВЕДЕНИЕ

При бурении наклонно-направленных скважин требуется осуществлять контроль их траектории с помощью телеметрических систем, которые изготавливают из немагнитных утяжеленных бурильных труб (НУБТ). Все производители НУБТ используют практически один и тот же химический состав металла с содержанием: хрома 13-19%, марганца 18-22%, никеля до 2%, молибдена 0,5-3,0%, азота 0,5-0,8%, углерод до 0,04%, а остальное – железо.

Обзор работ, посвященных практике применения современных материалов, показывает, что в последнее время неуклонно растет потребность в материалах, включая стали, которые должны обладать набором конкретных, часто антагонистических механических свойств: высокими прочностью, пластичностью, ударной вязкостью, сопротивлением хрупкому разрушению и долговечностью. Это особенно актуально для ответственных и высоко нагруженных деталей, например, таких как элементы буровых колон. Дефекты, развивающиеся в процессе высоких нагрузок, могут привести к авариям, которые в случае с НУБТ наиболее часто возникают при роторном бурении скважины. Главная причина подобных аварий – неблагоприятное сочетание напряжений, возникающих в трубах, под действием ряда силовых факторов. Даже несложные инциденты и аварии могут привести к колоссальным последствиям, поэтому качеству НУБТ уделяется особое внимание. В связи с этим, целью настоящей работы является снижение риска наступления аварийных ситуации в процессе эксплуатации НУБТ.

Задачи данной работы:

1. Провести анализ литературных данных по теме диссертационной работы и обосновать проблему исследования.
2. Проведение аналитического исследования инцидентов, связанных с эксплуатацией НУБТ за период 2011-2020 гг.
3. Провести механические испытания на растяжение и ударную вязкость НУБТ
4. Провести испытания по соответствию химического состава стали НУБТ
5. Проведение испытаний на коррозионную стойкость материала НУБТ
6. Определить причину образования трещин в металле немагнитной утяжеленной буровой трубы

1 АНАЛИТИЧЕСКИЙ ОБЗОР

Ниже приводится анализ литературных данных по тематике магистерской диссертационной работы.

1.1 Способность деформироваться и двойниковое поведение высокомарганцевой аустенитной стали с мелкозернистой структурой

Аустенитные стали с высоким содержанием марганца и различными размерами зерна (1.8, 7.2, 49.6 мкм) были испытаны на растяжение и было изучено их склонность к деформации по механизму двойникового. Мелкозернистая сталь ($d = 1,8$ мкм) показала высокую прочность при хорошей пластичности. Деформация двойникового значительно сдерживается измельчением зерна. Эти наблюдения показывают, что причиной высокой пластичности является не только двойникование, но и низкая энергия дефекта упаковки.

Сталь TWIN-индуцированной пластичности (TWIP) относится к современным сталям с высокими механическими свойствами.

Данная сталь представляет собой класс аустенитных сталей, которые могут деформироваться за счет скольжения отдельных дислокаций. Они обладают высокими механическими свойствами при комнатной температуре, сочетая высокую прочность (предел прочности при растяжении до 800 МПа) и пластичность (относительное удлинение до разрушения до 100%). ТВИП-стали имеют в основном высокое содержание Mn (более 20%) и небольшое содержание таких элементов, как C, Cu, Al, способствующее тому, что аустенитное состояние остается стабильным при температуре окружающей среды и даже при пластической деформации. Предыдущие исследования показали, что ТВИП стали обладают высокой прочностью при высоких скоростях деформации на растяжении. Вследствие этого ожидается, что они пригодны для изготовления НУБТ.

Измельчение зерна способствует улучшению микроструктуры и упрочнению материала без изменения его химического состава. В последнее время ультрамелкозернистое состояние стало возможным в массивных металлических материалах благодаря методам интенсивной пластической деформации, ИПД (SPD - Severe plastic deformation). Высокие показатели могут быть реализованы благодаря методу ИПД. Кроме того, исследования показали, что, когда размер зерна приближается к 1 мкм, пластичность значительно уменьшается до нескольких процентов в ферритных сталях или чистых металлах с гранецентрированной кубической решеткой (ГЦК) со средней и высокой энергией дефектов упаковки. Тем не менее, все еще мало информации о влиянии диапазонов размеров зерна на прочность и пластичность в сплавах с ГЦК решёткой, например, таких как ТВИП стали [1].

ТВИП сталь с химическим составом Fe – 31% Mn – 3% Al – 3% Si использовалась в данной работе. Начальная толщина поступившего горячекатаного листа 12 мм. Полученные пластины были подвергнуты холодной прокатке до уменьшения толщины на 42 % и термообработке при 900 С, чтобы устранить неоднородность микроструктуры, образовавшейся во время кристаллизации. Средние размеры зерна стали ТВИП контролировались дальнейшей холодной прокаткой и отжигом. Гомогенизированные плиты были подвергнуты быстрому охлаждению, а затем отжигу при 700, 800 и 1000 °С с последующим охлаждением на воздухе [2-3].

1.1.1 Испытание на растяжение

Испытание на растяжение при комнатной температуре проводили при скорости деформации 10^{-4} с^{-1} с использованием образцов с рабочей длиной 25 мм, шириной 5 мм и толщиной 1,2 мм. Микроструктурные наблюдения проводились методом обратного рассеяния электронов (EBSD).

На рисунке 1 показаны карты границ (а – с) ТВИП стали, отожженные при 700 °C (а, d), 800 °C (b, e) и 1000 °C (с, f). Стереографические треугольники (d – f) показывают ориентацию кристалла параллельно направлению прокатки.

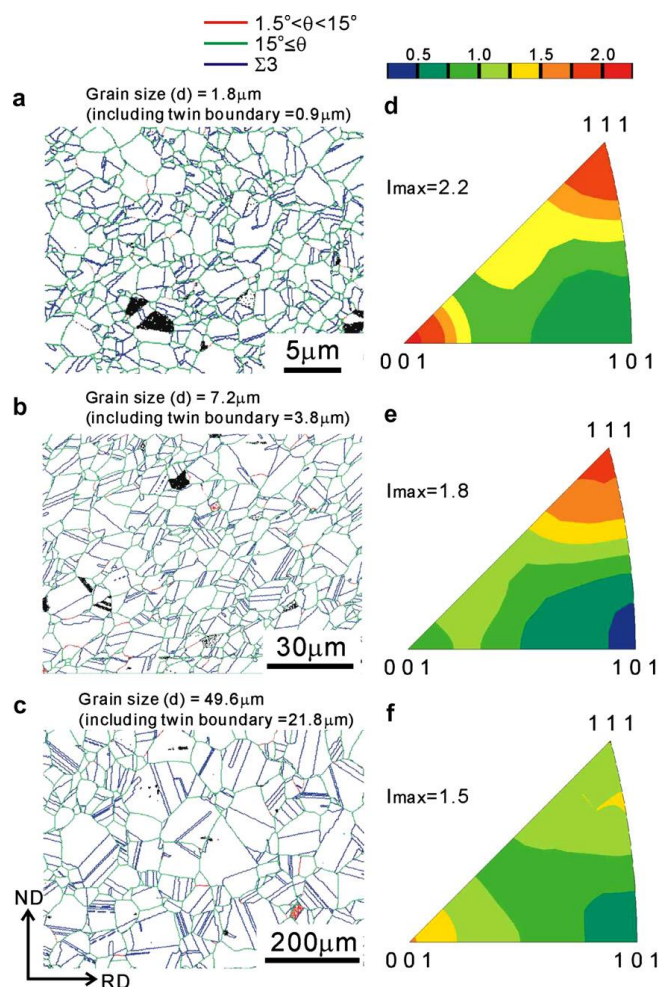


Рисунок 1 - Граничные карты EBSD (а – с) (d – f) для 31% Mn, 3% Al, 3% Si (TWIP) стали холоднокатаные и впоследствии отожженные при 700 °C (а, d), 800 °C (b, e), 1000 °C (с, f). [9]

Эти данные получены сканированием EBSD на плоскости поперечного направления. Все образцы, отожжённые выше 700 °C, показывают полностью рекристаллизованные структуры, состоящие из равноосных зерен, окруженных высокоугловыми границами зерен. Размер зерна без двойниковых границ использовался в качестве среднего размера зерна. Размер зерна увеличивается с ростом температуры отжига. Таким образом были получены ТВИП стали с разными размерами зерна: $d = 1,8, 7,2, 49,6$ мкм. Когда температура отжига

увеличивается, RD текстура становится слабее, сохраняя ту же тенденцию, что и найденная в отожженном образце 700 °C. [4-5]

Выводы

Измельчение зерна до 1,8 мкм обеспечивает высокую прочность, при высокой пластичности по сравнению с ультрамелкозернистой сталью с ОЦК-решеткой и сплавами с ГЦК-решеткой со средней и высокой энергией дефектов упаковки. Деформация двойникования значительно снижается измельчением зерна

При дальнейших закупках немагнитных утяжелённых немагнитных труб, следует более детально рассматривать требования по структуре сплава.

1.2 Водородное растрескивание на границах зерен и двойников в аустенитной стали Fe – Mn – C

Водородное охрупчивание наиболее часто наблюдается в стали с химическим составом Fe – 18Mn – 1,2C (масс.%). Пластичность данной стали при растяжении резко снижается в присутствии водорода. Анализ излома показал, что его характер был в основном межкристаллическим, хотя интеркристаллические элементы разрушения также частично наблюдаются.

Интеркристаллическое развитие трещин произошло параллельно границам первичной и вторичной системы двойникования, что подтверждается с помощью дифракционного анализа с обратным рассеянием электронов. Микроструктурные наблюдения показали, что трещины возникают на границах зерен и на границах двойников.

Аустенитные стали с высоким содержанием марганца, такие как стали Гадфильда, стали с памятью формы, двойниковые стали (ТВИП), имеют высокие механические свойства. Стали с высоким содержанием марганца могут преждевременно разрушаться по различным причинам, например, из-за концентрации напряжений на кончиках мартенситных пластин или

деформационных двойников, взаимодействующих с зерном и фазовыми границами, на частицах цементита, в Mn-обогащенных зонах, на границах зерен, а также в зонах взаимодействия между границами отжига и мартенситом.

К другому, более глобально наблюдаемому явлению, относится разрушение материала из-за коррозионного растрескивания под напряжением при водородном охрупчивании. Ключевые факторы водородного охрупчивания – это высокое содержание Mn и остаточные напряжения. Для того, чтобы исключить влияние недостаточной стабильности аустенита на охрупчивание, был выбран сплав с большим количеством Mn и C, а именно Fe – 18Mn – 1,2 C (max %). Эта сталь демонстрирует около 80% равномерного удлинения и предел прочности при растяжении на уровне 1,1 ГПа, в основном из-за деформации двойникования и его взаимодействия с дислокационной подструктурой. Это сочетание удлинения и сопротивления разрушению обеспечивает превосходные свойства. Сталь была изготовлена индукционной плавкой. Слиток был выкован и подвергнут горячей прокатке. Слиток подвергался прокатке при 1273 К в течение 3600 секунд в защитной среде (аргон). Химический состав стали приведен в Таблице 1. Средний размер зерна составил 46 мкм. Образцы на растяжение имели размеры 4×0,5×10 мм были изготовлены электроэрозионной резкой. Испытания на растяжение проводились при температуре окружающей среды около 294 К вдоль направления прокатки (RD) с использованием машины Instron. Общие удлинения были определены измерением длины рабочей части до и после испытаний [5-9].

Таблица 1 - Химический состав представленной стали.

Steel (wt.%)	Mn	Si	C	Fe
Fe-18Mn-1.2C	18.0	0.003	1.15	Bal.

Кривые напряжения-деформации получены из графика нагрузка-растяжение. Водород был введен в образцы непосредственно во время испытания на растяжение электрохимическим способом в 3% водном растворе NaCl, содержащем 3 г/л NH₄SCN, при силе тока 10А. В качестве катода использовалась

платиновая проволока электрод. Раствор непрерывно добавляли в рабочую часть образца во время растяжения.

Образцы для сканирующей электронной микроскопии были подготовлены путем механической финишной полировки с коллоидными частицами диоксида кремния, достаточно крупным, чтобы удалить пораженные слои путем полировки с более крупными частицами.

Содержание водорода измеряли методом термодесорбционного анализа (TDA) при комнатной температуре до 550 К. Метод TDA применялся сразу после испытания на растяжение. Время, прошедшее между окончанием испытания на растяжение и анализом TDA, составлял менее 20 минут. Содержание диффундирующего водорода было определено путем измерения накопленного деабсорбированного водорода от комнатной температуры до 473 К. Диффузионный водород определяли как количество водорода, которое диффундировало при комнатной температуре.

На рисунке 2а показаны результаты испытаний двух группы: кривые деформации образцов насыщенных и ненасыщенных водородом. Для образцов насыщенных водородом значения предела прочности и относительного удлинения значительно уменьшились. Водород может инициировать несколько эффектов. Известно, что поступление водорода в аустенитные стали снижает их энергию дефекта упаковки. Этот эффект способствует мартенситному превращению и деформации двойникования. Тем не менее, немедленное влияние насыщения водорода на деформационную микроструктуру, для данной стали представляется маловероятным, потому что предел текучести и характеристики упрочнения, которые обычно значительно зависят от микроструктуры, в данном случае в присутствии водорода практически не изменились (рисунок 2а). На рисунке 2b показаны кривые скорости десорбции водорода в стали, насыщенной водородом и без него, которые свидетельствуют о том, что значительное количество водорода действительно присутствует: содержание водорода в стали им насыщенным и без водородного насыщения составило соответственно 110 и 5 ppm [10].

Диффундирующий водород может собираться в ловушках на дислокациях, в матрице (здесь преимущественно на вакансиях) и на границах зерна в ТВИП стали. Кроме того, границы двойников могут также служить местом захвата водорода. Степень деградации пластичности при растяжении аналогична предыдущим результатам, полученные для Fe – 18Mn – 0,6C ТВИП стали.

На рисунке 3а показана фрактография стали Fe – 18Mn – 1,2C, насыщенной водородом. Размер границ областей хрупкого разрушения примерно 50 мкм, что соответствует размеру зерна, указывая на то, что межкристаллический элементы разрушения были вызваны водородным насыщением. Однако данный межкристаллический излом включает в себя и другой тип трещины. Рисунок 3b показывает увеличенное изображение рисунка 3а. Области с межкристаллическими элементами излома далее развиваются, как указано стрелками. Все трещины в группе параллельны друг другу. Расстояние между трещинами около 3 мкм, что намного меньше размера зерна, что указывает на то, что трещины развивались вдоль определенной микроструктуры в каждом зерне. Рисунок 4а и 4b показывает микрофотографию SEI и RD. Кристаллические ориентации поперек основной трещины совершенно разные, что указывает на то, что основная трещина возникла вдоль границ зерен.

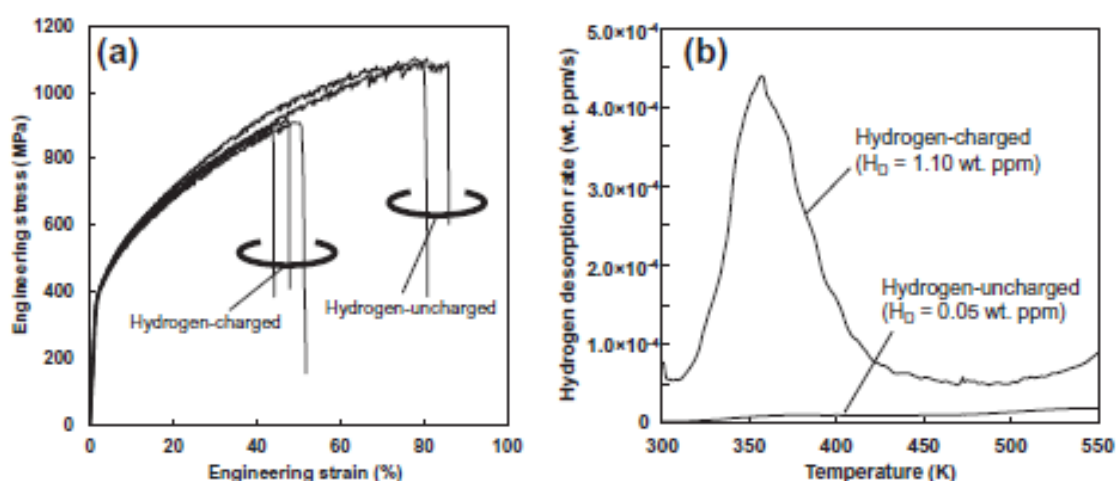


Рисунок 2 - (а) Кривые зависимости напряжения от деформации и (b) кривые скорости десорбции водорода в стали с насыщением водорода и без него [9]

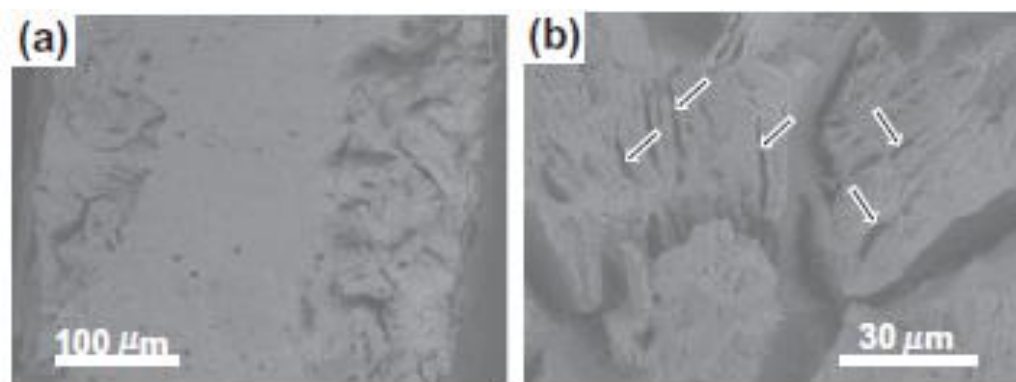


Рисунок 3 - Фрактография с малым и большим увеличением насыщенной водородом стали [9]

Трещины возникают в зерне и распространяются параллельно первичным и вторичным границам двойников и, по-видимому, вызывают межкристаллический излом. Таким образом, этот излом является причиной параллельной трещины, показанной на рисунке 3b. Однако изначально первичные двойники деформации пересекаются границами зерна (Рис. 5a), вероятно, вызывая новый межкристаллическое разрушение, когда энергия когезии на границах зерен уменьшается при насыщении водородом (рис. 5b).

Таким образом, основной режим разрушения - межкристаллический сопровождаемый двойниковым взаимодействием, который вызывает частичное интеркристаллическое разрушение (рис. 5в) в данной стали.

Детальные испытания на растяжение в сочетании с водородным насыщением показали следующее. Прочность на растяжение и пластичность значительно снизились за счет насыщения водородом (примерно на 20% снижена прочность и примерно на 40% снижена пластичность). Наблюдались два вида растрескивания, а именно: межкристаллические и интеркристаллические элементы разрушения вдоль границы двойников. Эти результаты показывают, что важные факторы водородного охрупчивания аустенитных сталей Fe– Mn – C - снижение когезионной энергии на границах зерен и двойников, а также

концентрации напряжения. Тот факт, что трещины были инициированы от границ двойников, свидетельствует о решающем значении деформации двойникования. Дальнейшая разработка данной тематики необходима для достижения высоких механических свойств ТВИП сталей [11-15].

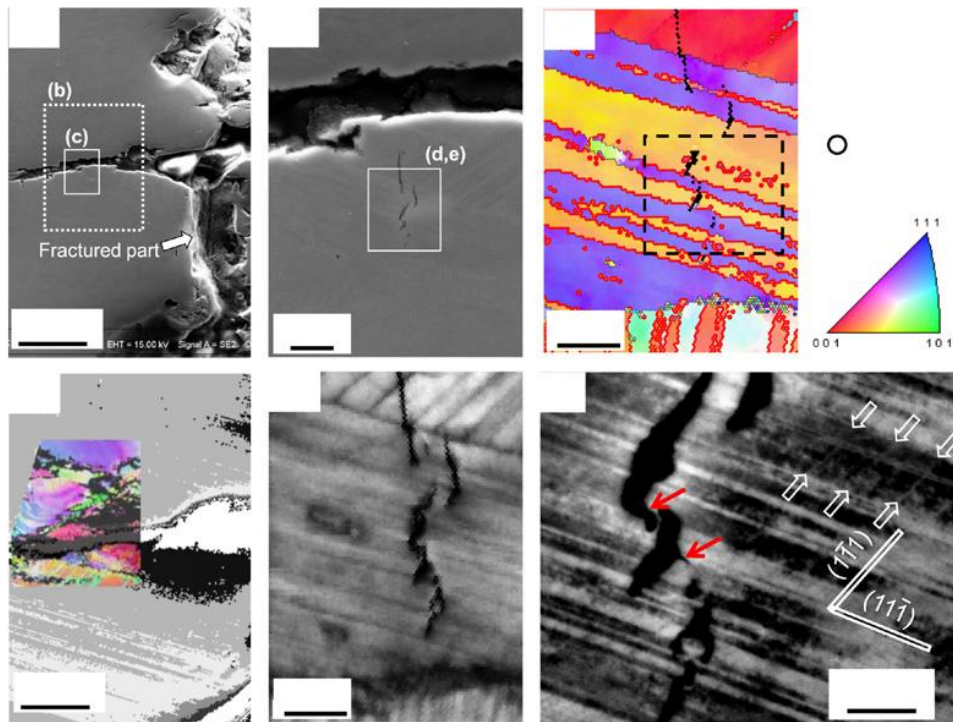


Рисунок 4 - Набор микрофотографий возле трещины. (а) SEI микрофотография. (б) Карта RD-IPF с размером шага волны 300 нм. (в) Увеличенное изображение области внутри белых линий в (а). (d и e) карты IQ и RD-IPF с размером шага 50 нм, соответствующим область в белых линиях в (с). (f) оптимизированная по ориентации микрофотография ECCI, соответствующая области внутри черных пунктирных линий на (е). ND, нормальное направление; TD, поперечное направление; TA, ось растяжения [9]

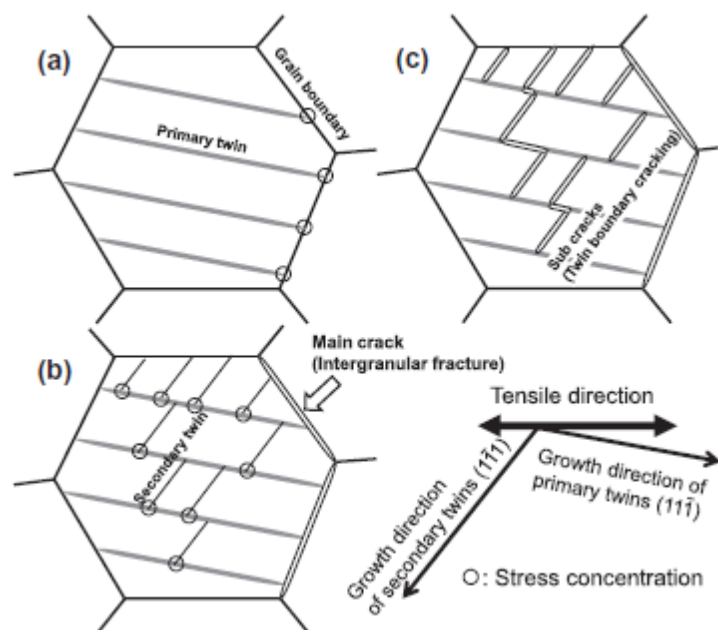


Рисунок 5 - Схемы трещин. (а) Концентрация напряжения, вызванная первичными двойниками на границах зерен. (б) образование основных трещин (межзерновой перелом) и концентрация напряжений, вызванных вторичными двойниками на основных границах двойников. (в) образование суб-трещин [9]

Вывод

Пластичность данной стали при растяжении резко снижается в присутствии водорода, в связи с чем следует учитывать этот фактор при выборе марок сталей, широко предлагаемые зарубежными поставщиками в альтернативу используемым маркам сталей.

1.3 Упрочнение резьбовых соединений бурового оборудования методом холодной прокатки

В условиях жестких экономических факторов нефтегазовая отрасль достигла существенного технического прогресса в увеличение срока службы оборудования. Использование разработанных технологии при разработке новых месторождений и для улучшения коэффициента нефтеотдачи, бурение скважин с большим отходом забоя от вертикали и многоствольных скважин теперь является уже общепринятой практикой (Рисунок 6). Эти новые технологии бурения

предъявили еще больше требований к бурильным колоннам, конструкция которых практически не менялась за всю историю их существования. Аварии в скважинах из-за бурильных колонн – явление дорогостоящее, на которых добывающие компании теряют миллионы долларов. Большинство повреждений бурильных колонн связаны с усталостным характером работы резьбовых соединений, соединяющих секции бурильной колонны. У резьбовых соединений сложная геометрия, которая, по сути, приводит к концентрации напряжения, что в свою очередь приводит к возникновению зон усталостного напряжения, как показано на Рисунок 7.

С целью снижения количества таких отказов, нефтяная отрасль переняла передовую технологию холодного проката резьбы, снижающую усталость. Холодный прокат участков резьбы, восприимчивых к усталости, общепризнанная технология, демонстрирующая улучшение усталостных характеристик. Холодный прокат резьбы заключается в том, что во впадину профиля резьбы загоняют упрочненный ролик и перемещают по винтовой линии резьбы. В результате на восприимчивом к усталости участке образуется слой с остаточными сжимающими напряжениями, как показано на Рисунок 8. Согласно отраслевым техническим требованиям, такая полезная процедура до сих пор является дополнительной; несмотря на это, большинство производителей бурильных колонн взяли эту снижающую усталость технологию на вооружение. Добывающие компании, которые часто отвечают за бурильные колонны, не редко настаивают, чтобы данная процедура проводилась в рамках любого договора о закупках новых секций бурильной колонны. Однако в спецификациях по холодному прокату содержится очень мало информации о самой технологии и основных параметрах. Осуществление данного процесса остается на усмотрение производителя.

В публикации [16] исследуется холодный прокат резьбы бурильной колонны малого диаметра (менее 100 мм) и обсуждается важность остаточного напряжения сжатия и его влияние на улучшение усталостных характеристик, а

также анализируются устройства холодного проката и технологии холодного проката в целом.

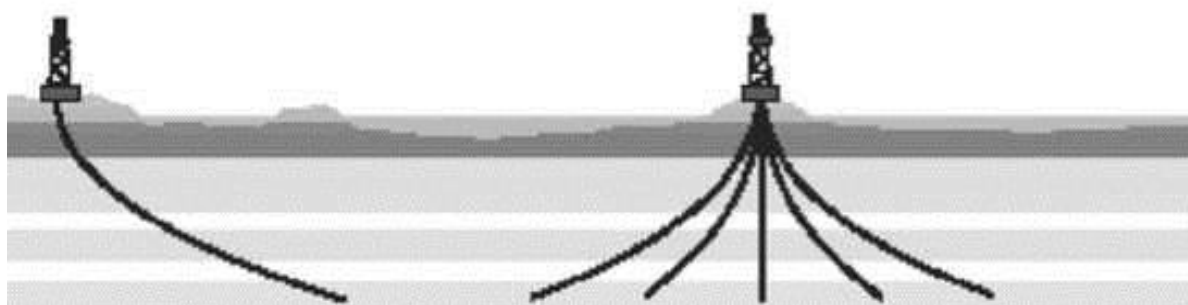


Рисунок 6 - Два вида современных техник бурения [37]

1.3.1 Холодный прокат профиля резьбы

Идея холодного проката резьбы для улучшения усталостных характеристик была впервые выдвинута в Институте Вёлера, Германия, в начале 1930 г. Сообщалось, что данные исследования показали явное преимущество холодного проката радиуса впадины резьбы, так как было установлено улучшение усталостных характеристик на 20-65 процентов. Было отмечено, что прокат боковой поверхности резьбы не дает улучшения усталостной прочности. Доступно очень мало информации об этих ранних исследованиях, но был сделан существенный и практически важный вывод: чтобы прокат поверхности был эффективным для усталостной прочности, он должен пластически деформировать поверхностные слои. Это частично объясняется образованием на поверхности поля остаточного сжимающих напряжений, которое нейтрализует напряжение, связанное с рабочей нагрузкой. В других трудах также упоминается, что радиус упрочненного ролика должен быть чуть меньше радиуса впадины резьбы. Это очень интересный момент, который будет обсуждаться ниже.

Первое официальное исследование холодного проката впадины профиля резьбы в Великобритании было проведено Британской научно-исследовательской ассоциацией кораблестроения (BSRA) в 1950 г, в нем говорилось, что

усталостную прочность токарных болтов диаметром в 1 дюйм (25,4 мм) можно увеличить в два раза посредством холодного проката резьбы после токарной обработки. В труде также заявлялось, наряду с предыдущими исследованиями: для того чтобы увеличить усталостную прочность на впадине резьбы должна появиться видимая пластическая деформация. Степень деформации зависит не только от свойств материала, но и от формы ролика, приложенной силы и количества проходов. В отличие от исследования Института Вёлера, ролик имел чуть больший радиус, чем впадина резьбы, например, 0,508 мм соответствовал радиусу впадины резьбы в 0,432 мм. Причина такой конфигурации ролика не объяснена, однако причиной может быть то, что ролик большего радиуса снижает концентрацию напряжения в сравнении с меньшим радиусом.

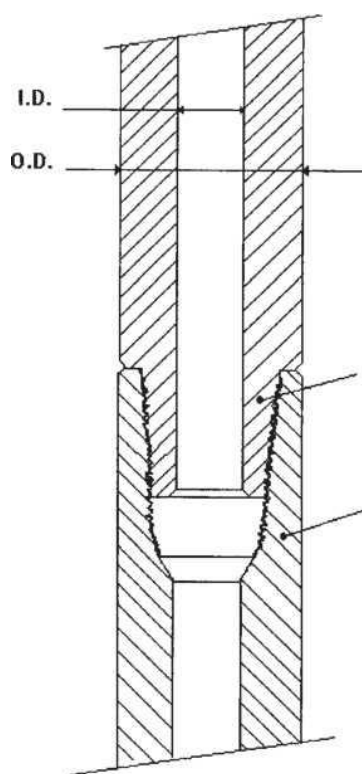


Рисунок 7 - Типовое резьбовое соединение бурильной колонны [37]

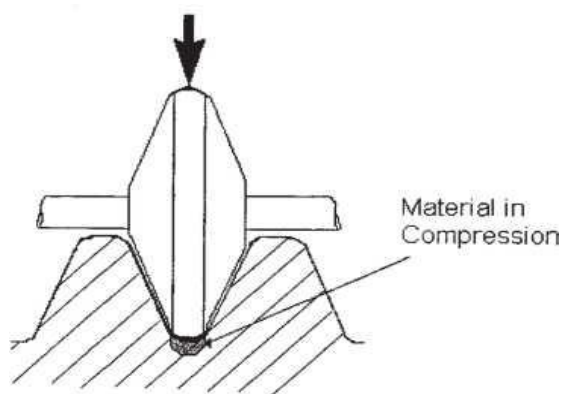


Рисунок 8 - Холодный прокат профиля резьбы, чтобы представить остаточное напряжение сжатия на поверхности (material in compression - материал при сжатии) [37]

Одним из первых опубликованных исследований по соединениям бурильной колонны, склонным к усталости, было исследование Тришмана в 1952, он сосредоточился на способах увеличения срока службы посредством поверхностной обработки и изменения конфигурации резьбы. Для испытания соединений с поверхностью, обработанной холодным прокатом, он использовал машину для испытаний на усталость консольного типа. Узнав о потенциальных достоинствах холодной обработки, Тришман разработал станок для накатки профиля резьбы для часто используемых соединений бурильных колонн. Машина использовала механическую силу для вдавливания упрочненного ролика (с профилем и радиусом впадины, соответствующим форме резьбы) во впадину резьбы, вследствие чего образовывалась деформация в поперечном разрезе впадины профиля до 0,254 мм. В результате, срок службы увеличивался на 50 процентов по сравнению с аналогичными необработанными соединениями.

Современная практика производства нефтепромысловых резьбовых соединений использует холодный прокат после механической обработки; несмотря на это, не существует международного стандарта данной технологии и не все соединения рекомендуется обрабатывать. Американский нефтяной институт (API), "мозговой центр" нефтедобывающей промышленности и блюститель норм и требований к буровому оборудованию, не дает подробной

информации о преимуществах холодного проката. Выдержка из материалов: «холодный прокат впадины резьбы не обязателен». Не имея никакого руководства от контролирующих органов, как минимум, одна нефтяная компания, которая отчетливо видела преимущества холодного проката, взялась определить, что профиль резьбы бурильной колонны после чистовой обработки следует подвергать холодному прокату. Это достижение по сравнению со стандартами API, тем не менее, все еще не хватает исчерпывающей информации по данному процессу и его воздействию.

Вследствие этого производители бурильных колонн независимо друг от друга разработали своими силами собственное оборудование холодного проката и технологии, чтобы обеспечивать потребности нефтегазовых компаний. Более того, большинство технических парков и ремонтных баз последовали примеру производителей, самостоятельно оснащая себя оборудованием для восстановления резьбовых соединений холодным прокатом, чтобы соответствовать требованиям нефтегазовых компаний. Сейчас оборудование и технологии холодного проката, очень похожи.

Из-за нехватки времени, производители нефтепромысловой резьбы и технопарки прокатывают нарезной сектор только один раз. Однако в ранних трудах по прокатке профиля резьбы, где упоминается многопроходный прокат, один автор прокатал профиль резьбы после механической обработки десять раз. В приведенных трудах умолчали об оптимальном количестве проходов для достижения максимальных усталостных характеристик. В исследованиях BSRA также говорится о преимуществах многопроходного проката, что процедура увеличивает деформацию и улучшает качество поверхности. Действительно, к аналогичному заключению привели и исследования усталостной прочности болтов большого диаметра Отдела инженерных наук и данных (ESDU). Рекомендуются минимум четыре проходы проката, кроме того, заявлено, что каждая последующая проходка положительно влияет на усталостную прочность детали.

Из доступных опубликованных трудов по холодному прокату нельзя выделить четкие правила успешного проката кроме того, что эффективный прокат оставляет видимую пластическую деформацию [18-23].

1.3.2 Детали исследования

Образцы для испытаний, были получены у лицензированного API производителя бурильных колонн, и имели следующие номинальные размеры: внешний диаметр - 88,9 мм, внутренний диаметр - 38,1 мм и длина - 2,5 м. На концах испытательных образцов нарезали ниппельное и муфтовое соединение резьбы API NC-26, детали показаны на Рисунке 9.

Образцы для испытаний были изготовлены из стандартного для бурильных колонн материала. Это термообработанная хромомолибденовая сталь, соответствующая минимальным требованиям к материалам согласно спецификации.

Холодный прокат впадины профиля резьбы NC-26

Производители бурильных колонн не часто обрабатывают холодным прокатом соединительные элементы с внешним диаметром менее 127 мм. Такой произвольный размер основывается исключительно на нехватке оборудования, способного обрабатывать мелкокалиберную резьбу соединительных элементов малого диаметра. Тем не менее, такие соединительные элементы, как и их более крупные родственники, подвержены значительному коэффициенту концентрации напряжений (SCFs), что очевидно приводит к возникновению трещин под усталостной нагрузкой

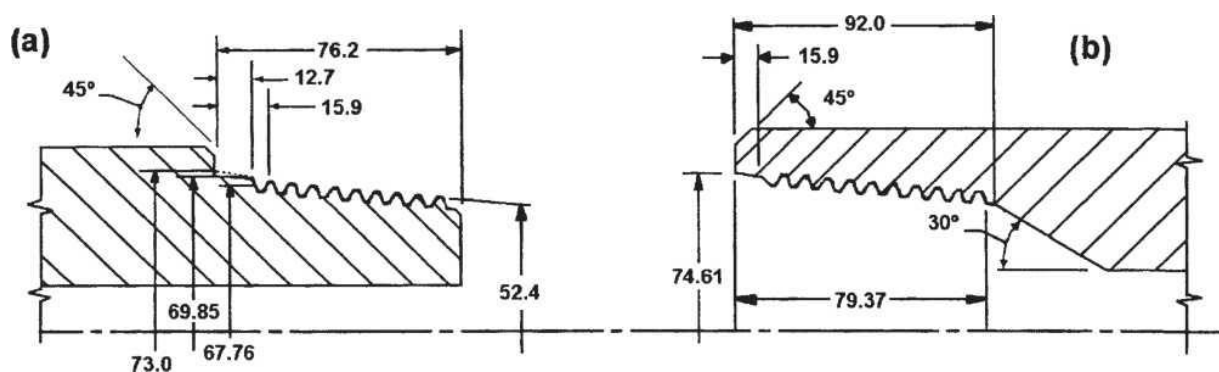


Рисунок 9 - Размеры резьбы NC-26 (в мм): (a) ниппель; (b) муфта [37]

Поэтому возникла необходимость разработать и изготовить машину холодного проката для ниппельных и муфтовых соединений резьбы NC-26, чтобы изучить воздействие остаточного напряжения.

Машина холодного проката состояла из компактного гидравлического нажимного цилиндра одностороннего действия, в который устанавливался поршень с роликом. Ролик должен быть достаточно твердым, чтобы деформировать исходный материал и не сломаться, но при этом достаточно малого размера, чтобы вписаться в узкую геометрию внутренней резьбы. Однако ролик также можно использовать для изменения геометрии впадины профиля резьбы, как указано в исследовании BSRA, где радиус закругления кромок ролика был больше, чем радиус впадины формы резьбы. Современная нефтепромысловая методика холодного проката использует ролик с радиусом закругления кромок равным радиусу впадины профиля резьбы, но впадина большего радиуса получила бы снижение коэффициента концентрации напряжений (SCF), что улучшило бы усталостные характеристики. Изменение стандартного радиуса впадины профиля резьбы для улучшения усталостной прочности было описано Юкушевым; радиус впадины профиля резьбы M10 был увеличен на 35 процентов. В результате усталостная прочность улучшилась в два раза по сравнению со стандартной метрической формой резьбы. Несмотря на это, сообщается, что в связи со сложностью производства такая форма резьбы не рекомендуется для промышленного использования. Тем не менее, одному производителю буровых колонн успешно удалось изменить (методом

обработки) форму нефтепромысловой соединительной резьбы и запустить ее серийное производство. Это соединение, продаваемое как суперкрепкая резьба (SST), представляет собой модифицированную стандартную нефтепромысловую резьбовую форму (NC) с увеличенным радиусом впадины (Рисунок 10). Радиус врезаются во впадину резьбы, увеличивая радиус со стандартных 0,9652 мм до 1,4478 мм. Новый радиус впадины по имеющимся сведениям снижает максимальный коэффициент концентрации напряжений (SCF) на 45 процентов и значительно улучшает усталостные характеристики [24-26].

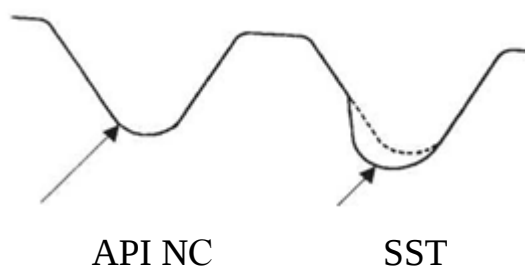


Рисунок 10 - Форма резьбы API NC и модифицированная форма резьбы NC (SST) с увеличенным радиусом впадины [37]

Были продемонстрированы преимущества увеличения радиуса впадины. Несмотря на это, увеличение радиуса впадины путем пластической деформации, как в исследованиях BSRA, в отличие от съема материала, имеет преимущество в виде более низкого коэффициента концентрации напряжений (SCF) в сочетании со слоем напряжения сжатия во впадине резьбы. Поэтому ролик NC-26 был разработан с радиусом закругления кромок в 1,219 мм, что на 0,254 мм больше радиуса впадины формы резьбы NC, составляющей 0,965 мм.

Чтобы определить подходящую нагрузку для проката, на небольших участках резьбы были проведены предварительные испытания. Видимая деформация впадины профиля была обнаружена при гидравлическом давлении между 135 и 275 бар. Уровень деформации измерялся поперек резьбовой оси глубоким микрометром, оснащенным упорами, позволяющими получить доступ к впадине резьбы. Измерение деформации впадины резьбы было единственным практическим методом неразрушающего контроля, оценивающим эффективность

процесса проката. На сегодня целью отрасли для всех резьбовых соединений, обработанных холодным прокатом, является деформация впадины резьбы от 0,0254 до 0,254 мм при однократном приложении давления в 135 бар. Такой разброс величин может стать причиной бессистемности процедуры проката в данной отрасли. Рисунок 11 показывает уровень деформации на примере внутренней резьбы NC-26, как увеличивая гидравлическое давление, так и повторением проходки. Уровень деформации впадины резьбы был подтвержден воспроизведением сечения соединения и измерением формы резьбы на проекторе. Рисунок 12 наглядно показывает обычный уровень деформации впадины профиля для внутренней резьбы, прокатанной три раза при давлении в 275 бар.

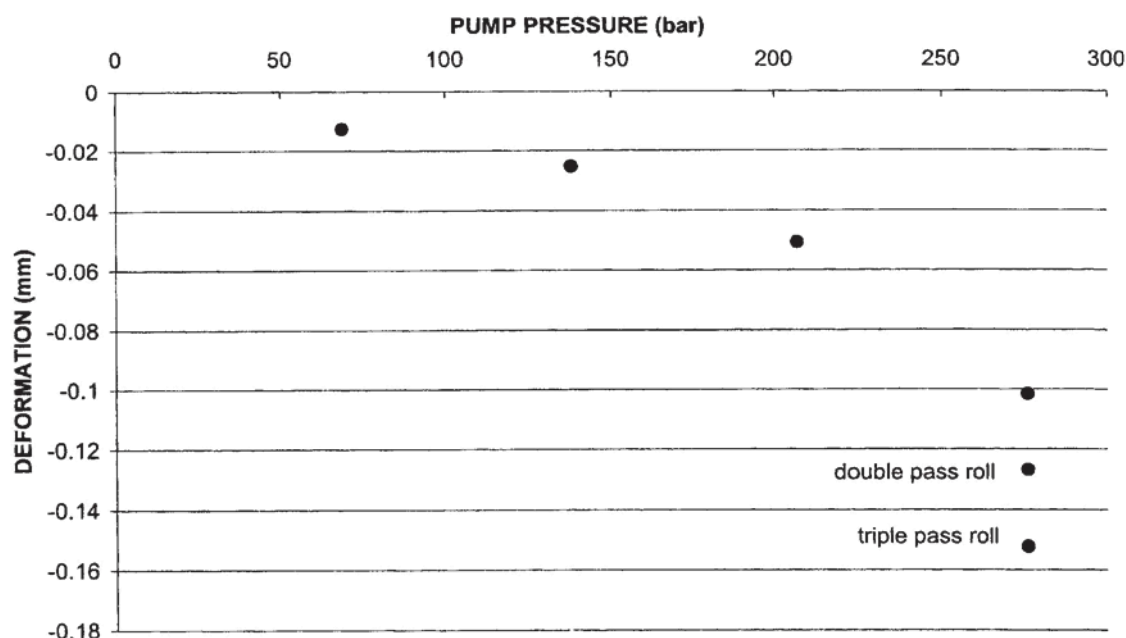


Рисунок 11 - Деформация впадины профиля резьбы от холодного проката (double pass roll - двойная проходка, triple pass roll - тройная проходка) [37]

Все испытания проходили на специально изготовленном по требованиям заказчика четырехточечном поворотном стенде для испытаний на изгиб, оснащенным прибором для периодической проверки резьбы, использующим современный метод неразрушающего контроля (NDT) технологию измерения поля переменного тока (ACFM). Стенд для испытаний был укомплектован

устройством, прилагающим реверсивный нормативный момент, таким образом обеспечивая доступ к резьбовым элементам для осмотра.

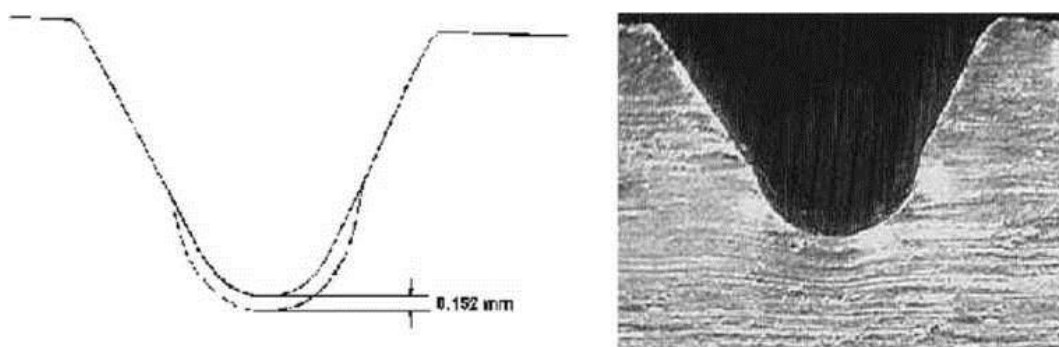


Рисунок 12 - Обычная деформация впадины профиля резьбы после тройной проходки холодного проката [37]

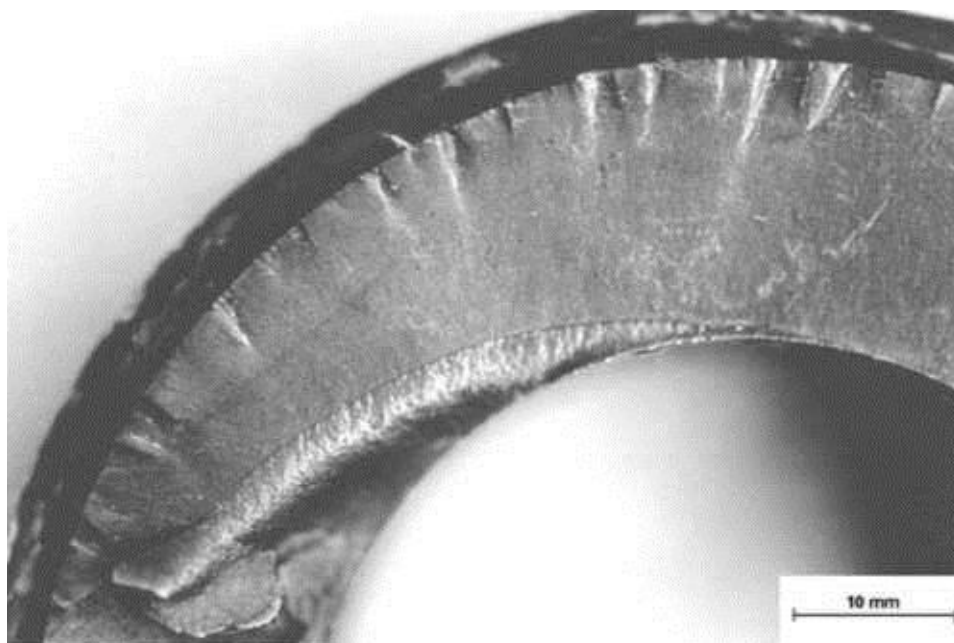


Рисунок 13 - Поверхность разрушения третьего испытываемого образца [37]

Технология измерения поля переменного тока (ACFM) использовалась в качестве базового метода неразрушающего контроля, а магнитная дефектоскопия (MPI) в качестве дополнительного метода. ACFM это электромагнитный метод способный обнаруживать и измерять (длину и глубину) повреждения металлических элементов, он несколько лет использовался для исследования нефтепромысловых резьбовых соединений. Магнитная дефектоскопия

применялась только в качестве дополнительного метода НК ниппельных соединений, после обнаружения повреждений системой ACFM. Неразрушающий контроль требует наличия зоны прямой видимости повреждений, и потому из-за ограниченного пространства и размера геометрии резьбы было невозможно исследовать впадину профиля внутренней резьбы. Данный метод НК также ограничен измерением только длины повреждения и не позволяет определить его глубину [27].

1.3.3 Результаты исследования

Первый образец испытания показал полное расслоение на внутреннем соединении после 189 000 циклов. Скорое и неожиданное разрушение до первой плановой проверки означает, что информация по образованию трещин не была собрана. Осмотр впадины профиля внутренней резьбы обнаружил значительные следы обработки по винтовой поверхности впадины радиуса. Соединения были нарезаны на токарном станке с ЧПУ с использованием твердосплавного резца и, возможно, причиной плохой обработки была неисправность режущей пластины инструмента. Такой плохой профиль впадины резьбы стал причиной масштабного роста напряжений, что, по сути, вызвало скорое трещинообразование в соединении.

Во время испытания второго образца интервал между проверками сократили. Первую проверку ACFM провели после 150 000 циклов, обнаружив две явные трещины по всей окружности внутреннего соединения. Испытание было прекращено на 361 000 цикле, когда образец перестал выдерживать прилагаемую нагрузку, и появилась видимая сквозная трещина (глубиной 13 мм). Заключительная проверка ACFM показала, что две трещины на шестой впадине резьбы соединились. Осмотр поверхности разрушения обнаружил очень большую, практически сквозную трещину, которая оставалась в плоскости шестой впадины резьбы. Также на впадине резьбы были обнаружены следы обработки, аналогичные обнаруженным на первом образце испытаний.

Во время испытания образца 3 первая трещина появилась на 200 000 цикле. Трещина глубиной 0,6 мм и длиной 29 мм была обнаружена на последнем витке резьбы ниппельного соединения. Вторая трещина меньшего размера появилась в той же впадине резьбы на 300 000 цикле. Обе трещины соединились на 350 000 цикле, а на 375 000 цикле соединение вышло из строя (сквозная трещина). Сохранившиеся части соединения развалились после охлаждения в жидком азоте, который вскрывает типовые характеристики поверхностных разрушений деталей с зазубринами от изгиба с вращением, то есть гладкую поверхность в области усталостного напряжения и направленные к центру следы защемления по радиусу (Рисунок 13). Наличие следов защемления предполагает многочисленные участки возникновения трещин, что не редкость для колонны под равномерной изгибающей нагрузкой [28].

Образец 4, первый из обработанных холодным прокатом, показывает эффект от усилия прокаткой. После предварительных испытаний на холодный прокат, гидравлическое давление между 135 и 275 бар показало свою эффективность, вызывая постоянную деформацию впадины резьбы. Ниппельное соединение обрабатывалось холодным прокатом при давлении в 135 бар, а муфтовое соединение при давлении 275 бар. Оба соединения подверглись тройному проходу проката, каждый проход начинался с последнего витка резьбы и затем прокатывался к свободному концу резьбы. Первые повреждения, две маленькие трещины, появились на ниппельном соединении на 550 000 цикле. Трещины были на последнем витке резьбы, глубиной 1 мм и 2 мм, и магнитная дефектоскопия (MPI) подтвердила их наличие. Измерения поля переменного тока (AFCM) на 660 000 цикле показали, что две трещины соединились, а визуальный осмотр внутренней части соединения, подтвердил, что трещина прошла насквозь. Смазка для резьбовых соединений, которую обычно наносят на соединения перед приложением момента затяжки, проникла через трещину и стала видна на внутренней поверхности трубы. Длина трещины составила примерно 60 процентов от наружной окружности. Испытание продолжили еще на 40 000

циклов до полного разрушения ниппельного соединения. Муфтовое соединение осталось без трещин.

Данное испытание показало значительное увеличение срока службы по сравнению с образцом без последующей обработки, например тестовый образец 1. Увеличение усталостной прочности может быть обусловлено только улучшением впадины профиля резьбы и остаточного напряжения при сжатии, возникшим в результате холодного проката. Так как муфтовое соединение осталось без трещин, такой результат также предполагает, что более высокое усилие прокатки может привести к более длительному сроку службы колонны [29-30].

У образца 5 ниппельное и муфтовое соединения были обработаны тройным проходом холодного проката при давлении в 275 бар. Проверки проводились на каждом 50 000 цикле; однако, после прохождения 300 000 цикла без повреждений, периодичность проверок увеличили до каждого 100 000 цикла. Испытания без обнаружения повреждений продолжились вплоть до 5100 000 циклов, после чего испытания были прекращены и считалось, что образец исчерпал усталостное напряжение.

Испытательную нагрузку увеличили на 20 процентов до 120 МПа и возобновили испытания. Проверки собирались проводить на каждом 100 000 цикле, но испытания остановили на 199 000 цикле из-за неожиданного снижения нагрузки. При визуальной проверке была обнаружена большая трещина в области выхода резьбы ниппеля. Эта область не была проверена и не обрабатывалась прокатом. Близость выхода резьбы к упорному торцу означает, что датчик дефектоскопии и оборудование для холодного проката ниппеля были не в состоянии добраться до этой области.

У образца 6 ниппельное и муфтовое соединения были обработаны одиночным проходом холодного проката при давлении в 275 бар. С учетом успешного увеличения срока службы колонн после холодного проката предыдущих соединений, первая проверка на 400 000 цикле не выявила повреждений. Последующие проверки проводились на каждом 100 000 цикле, но

образец вышел из строя на 602 000 цикле, включая полный разрыв ниппельного соединения, которое растрескалось и развалилось в области выхода резьбы ниппеля. Как и в случае с образцом 5, выход резьбы не обрабатывался прокатом и не исследовался. Контроль остальной части ниппельной резьбы не выявил признаков каких-либо дальнейших повреждений. Муфтовое соединение осталось неповрежденным. Неожиданное повреждение соединения привело к потере информации о распространении трещины на образце. Как указано в труде Топп, у большинства резьб область выхода резьбы не обозначается как часть, подвергающаяся нагрузке, и ее коэффициент концентрации напряжений (SCF), как правило меньше, чем у последнего в зацеплении выступа в соединении. Тем не менее, с использованием благоприятного влияния остаточных сжимающих напряжений в области тяжелой нагрузки, находящихся в зацеплении ниток резьбы, 'незащищенная' область выхода резьбы была областью самой подверженной усталостному повреждению. Чтобы избежать повреждений в области выхода резьбы в дальнейшем, оборудование для холодного проката модифицировали так, чтобы ролик проходил по всей резьбе, включая область выхода резьбы [31].

Образец 7 испытывался как образец 6, но его область выхода резьбы обработали холодным прокатом. Оборудование для холодного проката модифицировали так, чтобы получить доступ вплоть до упорного торца. Ниппельное и муфтовое соединения были обработаны одиночным проходом холодного проката при давлении в 275 бар. Первый контроль на 400 000 цикле обнаружил повреждение ниппельного соединения глубиной 3 мм и длиной 28 мм. Периодичность проверок снизили до 15 000 циклов, чтобы собрать как можно больше информации о распространении трещин. Технология измерения поля переменного тока (ACFM), примененная на 495 000 цикле, показала, что трещина была сквозного типа, а наличие смазки для резьбовых соединений внутри подтвердило, что трещина сквозная.

Информация по испытаниям образцов на усталость представлена на Рисунке 14. Влияние холодного проката можно увидеть на примере увеличения

наработки до усталостного разрушения образцов, обработанных холодным прокатом, по сравнению с необработанными образцами. Можно убедиться, что разные методы проката влияют на усталостные характеристики соединений.

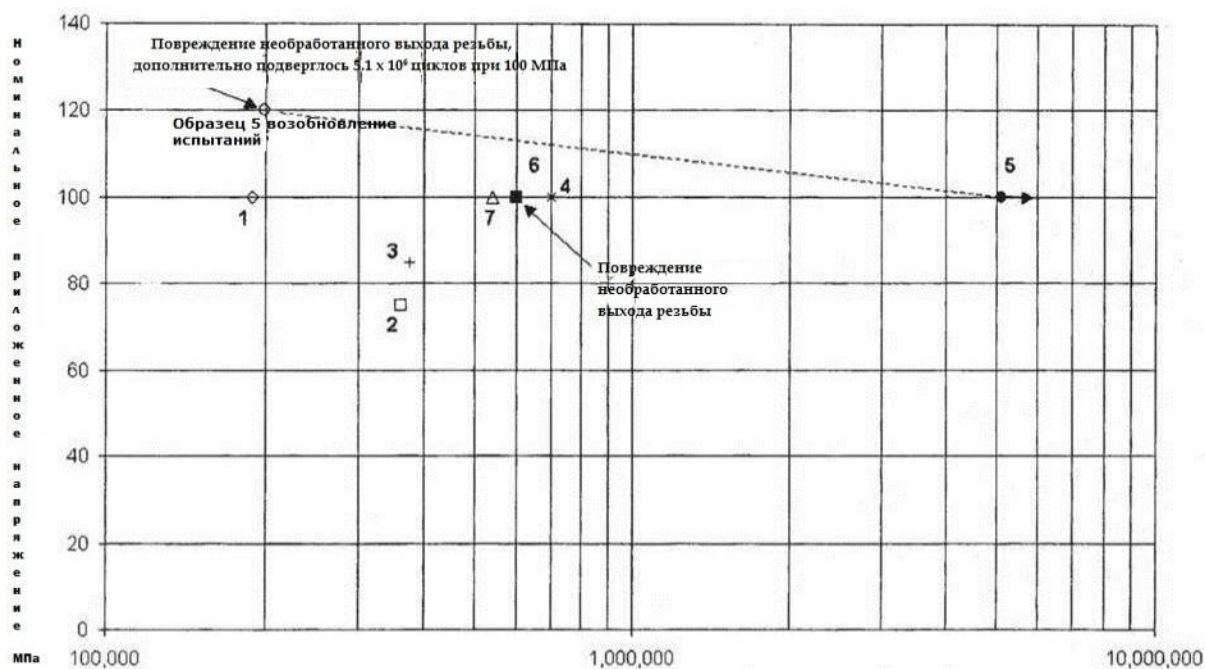


Рисунок 14 - Информация по испытанию на усталость всех восьми образцов. Образец 1 и 2 - разрушение муфтовой резьбы [37]

1.3.4 Обсуждение результатов

Применение холодного проката к впадине резьбы значительно улучшает наработку до распространения усталостной трещины, по сравнению с необработанными соединительными частями. Рисунок 15 показывает долговечность всех элементов данной серии испытаний. Их долговечность определяется, как срок службы до образования трещины глубиной в 1 мм, что является примерным разрешением дефектоскопа, измеряющего поле переменного тока (ACFM). В случаях, когда глубина первично обнаруженной трещины была более 1 мм, показатели получали путем экстраполяции информации о распространении трещины, до глубины в 1 мм.

Несмотря на разный диапазон нагрузок, результаты испытаний необработанных образцов показали хорошую корреляцию. Быстрое распространение трещины на муфтовом соединении образца 2, которая возникла при самом малонагруженном диапазоне, можно объяснить плохим профилем впадины резьбы. Значительные следы обработки были и на муфтовом соединении образца 1, они действовали как дополнительный концентратор напряжения, ускоряя усталостный процесс. Преимущества холодного проката впадины резьбы можно рассмотреть на примере образца 4 (низкая нагрузка и многократный проход), образца 5 (высокая нагрузка и многократный проход) и образца 7 (высокая нагрузка и однократный проход), в данных случаях распространение трещины было замедлено для всех изменений в процессе холодного проката. Из испытаний образца 4 и 7, видно, что многократный проход профиля впадины резьбы также важен, как и величина нагрузки при однократном проходе [32-33].

Образец 5 продемонстрировал возможные преимущества сочетания усилия проката с многократным проходом. Образец посчитали усталостно изношенным, когда он дошел до 5 100 000 цикла без обнаружения характерных признаков трещины. Это свидетельствует об улучшении усталостной стойкости более чем в 27 раз по сравнению с аналогичными необработанными соединениями. Из небольшого количества опытов, проведенных в рамках данных исследований, можно прийти к выводу, что метод холодного проката, примененный к образцу 5, представляет собой оптимальную технику холодного проката для такого рода соединений.

Свыше первоначальной глубины распространения трещины в 1 мм, скорость распространения усталостной трещины у всех образцов, обработанных и необработанных, была схожа, как показано на Рисунок 16. Обнаружилось, что холодный прокат не оказывает значимого эффекта на конечном этапе распространения трещины.

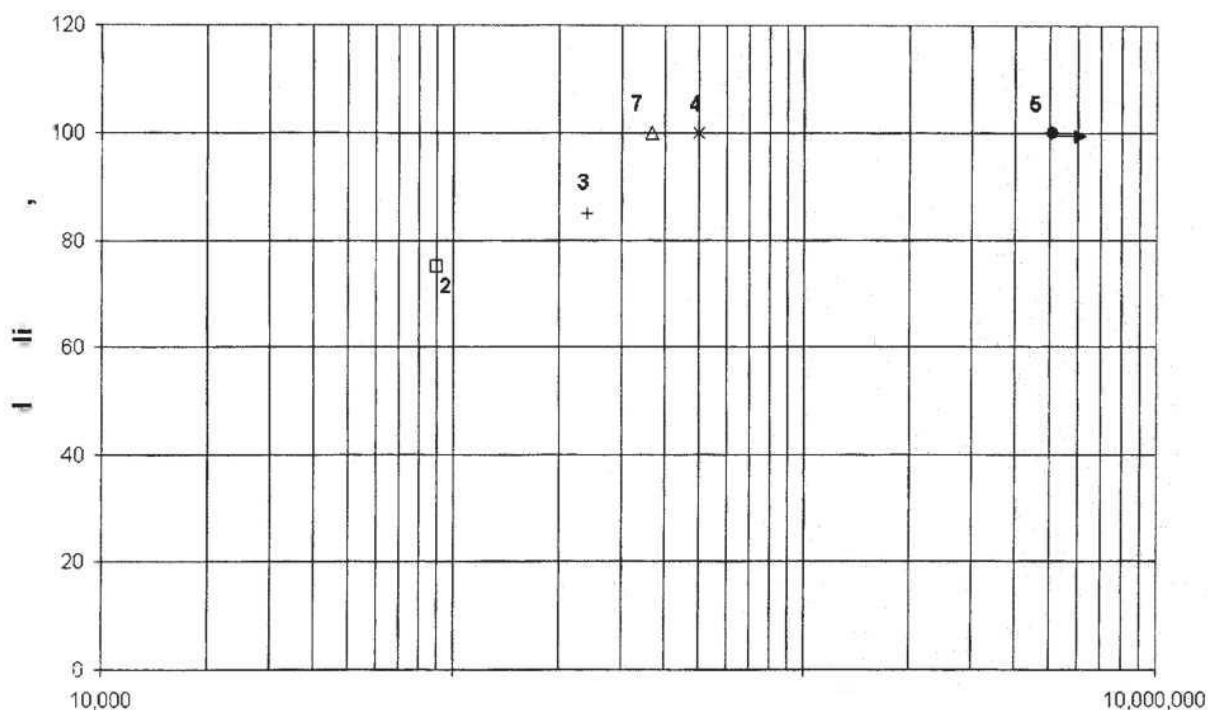


Рисунок 15 - Сравнение усталостной долговечности [37]

Это объясняется тем фактом, что теперь трещина вошла в область более однородного напряжения, которое больше остаточного напряжения при сжатии, образованного холодным прокатом и, возможно, это уравнивает поле остаточных напряжений. Некоторые исследователи полагают, что, возможно, релаксация остаточных напряжений после холодной обработки происходит благодаря последующим испытательным циклам повторяющейся растягивающей нагрузки.

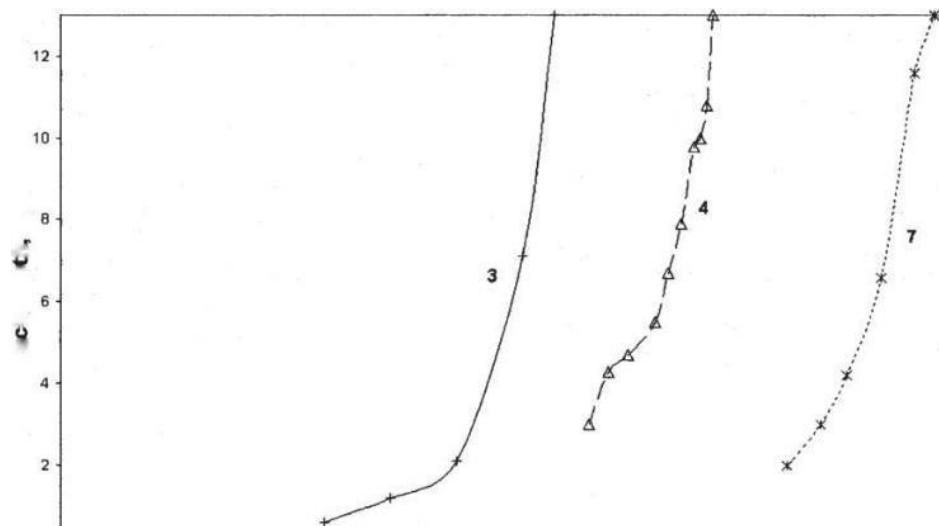


Рисунок 16 - Сравнение параметров распространения трещины в ниппельных соединениях: образец 3, необработанный; образец 4, три прохода холодным прокатом при 135 бар; образец 7, один проход холодным прокатом при 275 бар. Слом определялся сквозной трещиной [37]

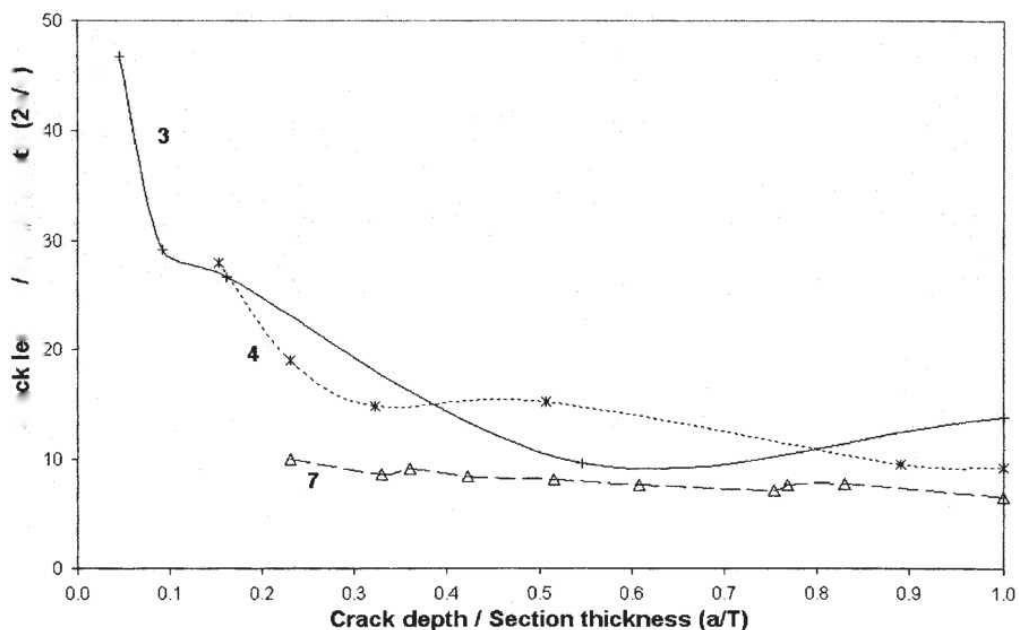


Рисунок 17 - Сравнение отношения сторон трещины на ниппельных соединениях: образец 3, 4, и 7 [37]

Отношение длины к глубине трещины (отношение сторон трещины) было улучшено применением холодного проката. Рисунок 17 демонстрирует

отношение сторон трещины на ниппельных соединениях. Видно, что образцы, обработанные холодным прокатом, выходили из строя имея сквозную трещину короче по длине поверхности, чем у необработанных образцов. Чем более короткая длина поверхностной трещины прежде, чем она станет сквозной, тем сильнее влияние оставшейся секционной связи и велика вероятность того, что соединение сохранит целостность конструкции до усталостного повреждения с учетом определения глубины трещины. Частичное разрушение компонента буровой колонны определяется в режиме эксплуатации при падении давления циркулирующей смазывающе-охлаждающей жидкости, что позволяет восстановить колонну после повреждения на ранней стадии.

Область поверхностного напряжения оказывает ощутимое влияние на характер распространения трещины. У необработанных образцов (образцы 2 и 3) профиль первоначальной трещины был длинным по поверхности и малой глубины, что предполагает сильное влияние концентрации поверхностного напряжения на впадину резьбы. Геометрия резьбы образует область сильного напряжения на поверхности и слабого напряжения под поверхностью, что в сочетании приводит к образованию длинных и неглубоких трещин. Кроме того, на форму трещины также влияет тип нагрузки, а именно изгиб с вращением.

На основании проведенных в рамках исследования опытов можно увидеть, что на характер распространения трещины влияет применение холодного проката. Считается, что поверхностное напряжение при сжатии, вызванное прокатом, ограничивает рост трещин на внешней поверхности. Отношение сторон сквозной трещины у обработанных холодным прокатом образцов было на 30-50 процентов ниже, чем у необработанных.

В ходе практики была рассмотрена статья, выполнен ее анализ и составлено заключение, на основе которого можно сказать, что применение поверхностного сжимающего напряжения к впадине резьбы буровой колонны привело к увеличению срока службы более чем в 27 раз, по сравнению с аналогичными необработанными резьбами. Несмотря на это, современные отраслевые стандарты определяют данную процедуру в качестве дополнительной, а там, где ее проводят,

диапазон соединений ограничен теми, что имеют диаметр отверстия более 57,15 мм. Более того, технология, которую сейчас использует отрасль, испытывает недостаток подробных технических условий для осуществления процесса. Это указывает на отсутствие знаний об этом важном процессе.

Все более и более популярное «малогабаритное» соединение NC-26, выбранное для настоящего исследования, в индустрии не принято обрабатывать холодным прокатом, и, следовательно, возникла необходимость разработать и изготовить устройство для холодного проката определенного типа соединения.

Современная отраслевая практика использует ролик с таким же радиусом закругления кромок, как радиус впадины резьбы соединения. Было доказано, что аналогичного увеличения профиля впадины резьбы можно добиться обработкой холодного проката с увеличенным роликом. Благодаря разработке и использованию этого нового испытательного оборудования, описанного здесь, было выявлено несколько ключевых параметров технологии холодного проката. Например, ролик должен иметь радиус закругления кромок больше радиуса впадины резьбы. Это впоследствии снижает коэффициент концентрации напряжений. На сегодняшний день только один производитель изготавливает резьбу бурильных колонн с увеличенным радиусом впадины; тем не менее, это механическая обработка, а не прокатывание в соединении. Доработка впадины резьбы путем холодной деформации, а не механической обработки, дает как преимущество снижения коэффициента концентрации напряжений, так и внедрения эффективной поверхности остаточного напряжения при сжатии [34-35].

Выводы

Данный вид обработки значительно улучшает эксплуатационные характеристики резьбовых соединений, тем самым увеличивая срок эксплуатации и межремонтный интервал.

Результат в значительной степени зависит от степени деформирования и количества проходов роликом.

Следует проработать возможность внедрения в объём ремонта резьб, данный вид обработки, для увеличения межремонтного интервала.

1.4 Деформационное упрочнение сталей с высоким содержанием марганца

Стали с высоким содержанием марганца аустенитного класса показывают уникальное сочетание свойств, например, высокая прочность и устойчивость к износу и сильным ударным нагрузкам. Стали используются в различных областях, например, железные дороги, вкладыши мельниц, губки дробилок, ударные молотки и пуленепробиваемые шлемы. Механические свойства стали Гадфильда варьируются в зависимости от содержания углерода и марганца. Прочность на растяжение и пластичность достигает максимального предела при содержании С около 1,2%, а затем неуклонно снижаться по мере увеличения содержания углерода.

В ряде ранних исследований сообщалось о различных объяснениях деформационного поведения. Были предложены объяснения явления быстрого деформационного упрочнения в стали. Более ранняя работа также сообщала, что аустенит в сталях Гадфильда может оставаться стабильным пластичным даже при -196°C .

Наблюдалось, что аустенитная фаза оставалась стабильной во время пластической деформации при всех температурах. Изменение, вызванное деформацией, по-видимому, произошло из-за обезуглероживания или местной сегрегации марганца, приводящая к нестабильности аустенита. Было обнаружено, что энергия дефектов упаковки сталей Гадфильда составила 50 мДж/м² при комнатной температуре, которая была выше по сравнению с нержавеющей сталью, которые показывают 20 мДж/м². Было обнаружено, что удивительно высокая скорость деформации в сталях Гадфильда была связана с эволюцией субструктуры внутри аустенитных зерен. Тем не менее в работе не изучалось

измерение скорости деформационного упрочнения и микроструктурный анализ двойников.

Закалка в сталях Гадфильда — это взаимодействие между дислокациями и пары Mn – C в растворе аустенита, потому что C пар C – Mn переориентируются в ядра дислокаций, тем самым приводящим к высокой дислокационной плотности. Было отмечено, что старение при динамическом растяжении (DSA), а не при деформации двойникования, является основной причиной деформационного упрочнения в сталях Гадфильда.

В предыдущей работе определено влияние алюминия на растворимость углерода и скорость деформационного упрочнения. Также исследовали износостойкость сталей Гадфильда. Было обнаружено, что добавление алюминия задерживает осаждение карбидов и способствовал образованию перлита и уменьшалась частота образования механических двойников в аустените из-за увеличения энергии дефекта упаковки. Увеличение скорости деформационного упрочнения наблюдалось в течение одноосного испытания на растяжение и сжатие образцов стали Гадфильда. Это поведение, однако, было связано со степенью деформации двойникования.

Влияние температуры на механическое поведение было изучено. Деформационная подструктура стали Гадфильда проводилась на образцах при испытаниях на растяжение при различных напряжениях и температурах.

1.4.1. Экспериментальная процедура

Образцы для испытаний на растяжение были разрезаны и приготовлены из стальных листов Гадфильда толщиной 1,1 мкм на электроискровом аппарате в соответствии с ASTM-E8M. Испытания на растяжение проводились на сервогидравлическом станке Instron 1340 при комнатной температуре. Испытания также проводились при 100, 200, 300 и 400 °C при скоростях деформации 0,083, 0,33, 0,83 и 1,66 с⁻¹. Образцы находились в печи 5 минут до испытания для устранения градиента температуры по всему образцу.

Микротвердость образцов листа определяли при нагрузке 200 г прикладываемой в течение 15 с. Металлографическое исследование было проведено на образцах на растяжение. Поверхности разрушения при растяжении образцов были исследованы при сканировании на электронном микроскопе Hitachi S-530. Образцы для электронно-микроскопического исследования были разрезаны параллельно оси растяжения от секции датчика прямо под разрушенную поверхность с помощью низкоскоростной алмазной пилы. Тонкая фольга была тщательно отшлифована до толщины 90 мкм и затем полирована. Образцы были исследованы в Philips CM 20 TEM.

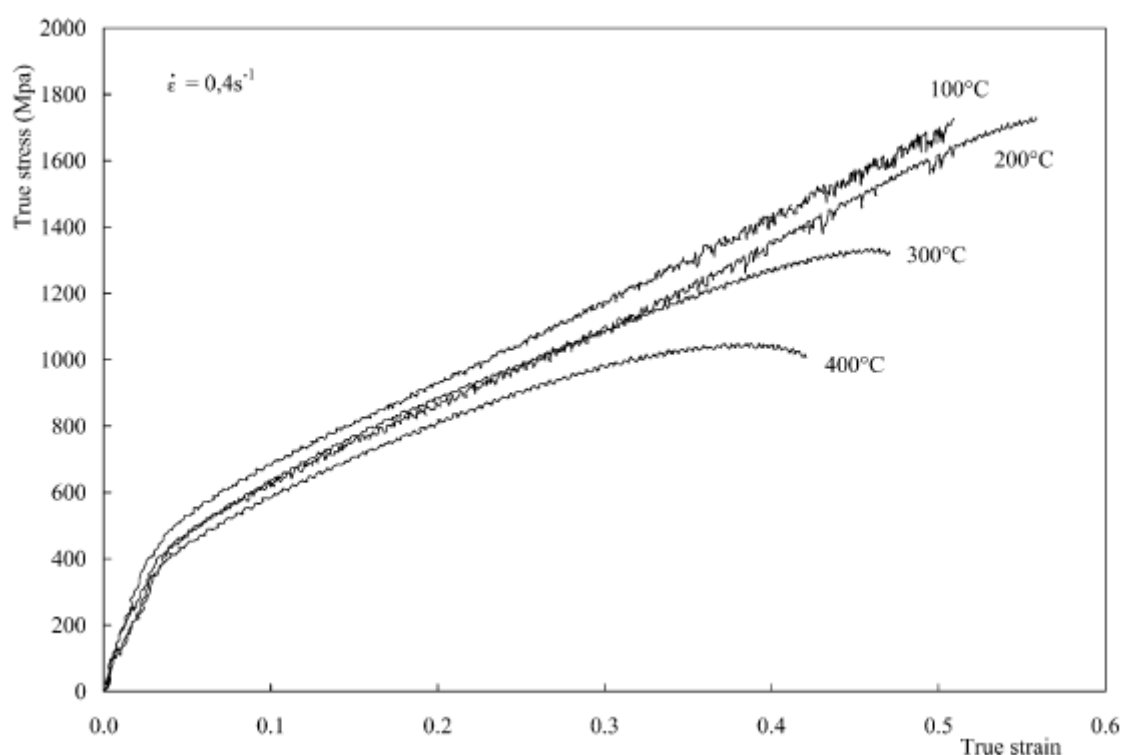


Рисунок 18 - Изменение значений напряжение-деформация в зависимости от температуры при начальной скорости деформации 0,4 с – 1. [14]

1.4.2 Результаты и обсуждение

Образцы стального листа Гадфильда показали отрицательное отношение напряжение к скорости при различных условиях испытаний, как показано на рисунке 18. Кривые «напряжение-деформация» отображены при комнатной температуре. Образцы показали большую степень удлинения до разрушения,

которое произошло без уменьшения площади, что указывает на преимущество над многими другими сталями.

Рисунок 19 иллюстрирует напряженно-деформированное поведение образцов, проверенных при разных температурах. Образцы показали отрицательную зависимость напряжения от температуры. Результаты показали равномерное удлинение при температуре до 300 °С, демонстрируя линейное или так называемое гомогенное деформационное упрочнение образцов. Также видно, что деформационная способность к упрочнению уменьшилась, при 200–300 °С. В образцах также выявлены локализованные образования шейки только при 400 °С что согласуется с предыдущей работой. Это показывает, что хрупкость может возникнуть в результате динамического старения под напряжением, которое на самом деле может быть рационализировано с точки зрения либо минимума чувствительности скорости деформации или зависящий от скорости деформационного упрочнения.

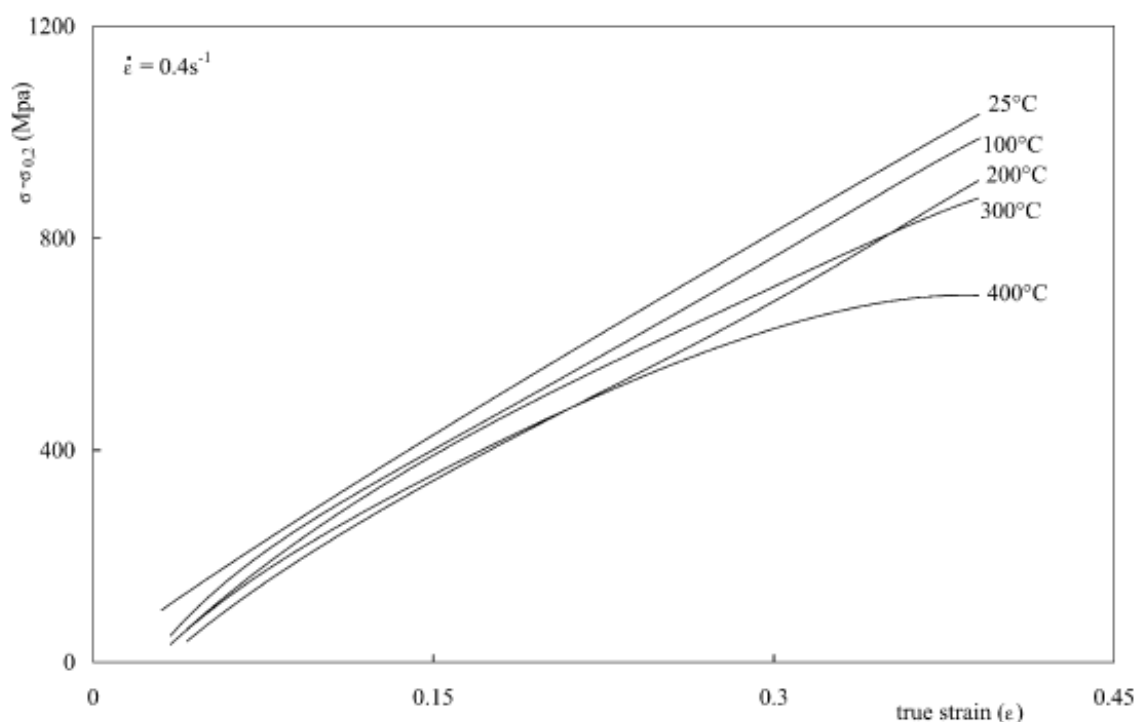


Рисунок 19 - График прочности при деформации как функция истинной пластической деформации при деформации растяжении при 25, 100, 200, 300 и 400 °С. [14]

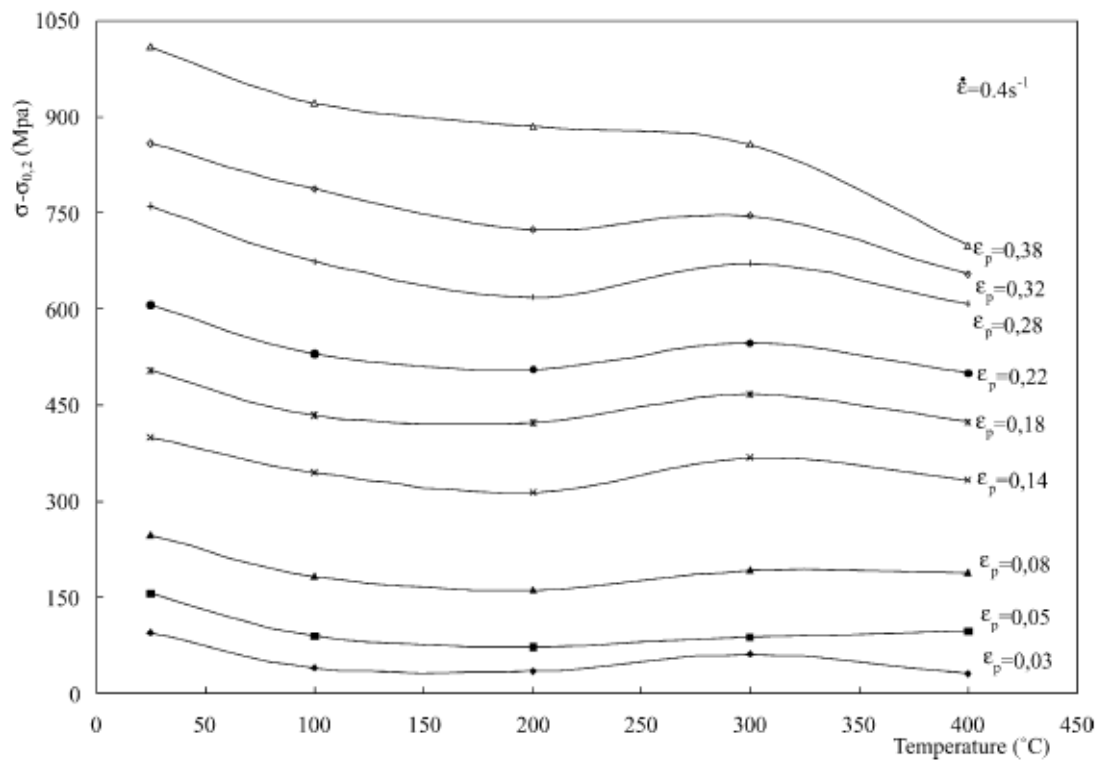


Рисунок 20 - График изменения прочности в зависимости от температуры для пластических деформаций от 0,03 до 0,38 при начальной скорости деформации $0,4 \text{ с}^{-1}$. [14]

Изменение деформационного упрочнения ($\sigma - \sigma_{0,2}$) в зависимости от пластической деформации для деформации растяжения при разных температурах (25–400 °C) показано на рисунок 20. Результаты аналогичны за исключением кривой, полученной при 400 °C, которая показала уровень деформации ниже. Изменение деформационного упрочнения в зависимости от температуры изображен для пластических деформаций между 0,03 и 0,38 показано на рисунок 21. Можно видеть, что деформационное упрочнение снижается при температуре выше 300 °C при более высоких уровнях деформации. Сообщается, что деформационное упрочнение увеличивается снова, при температуре выше 400 °C. На рисунке 22 показано изменение деформационного упрочнения при растяжении. Скорость ($d\sigma / d\epsilon$) как функция пластической деформации и на рисунке 23 показана зависимость степени упругости при растяжении от напряжения.

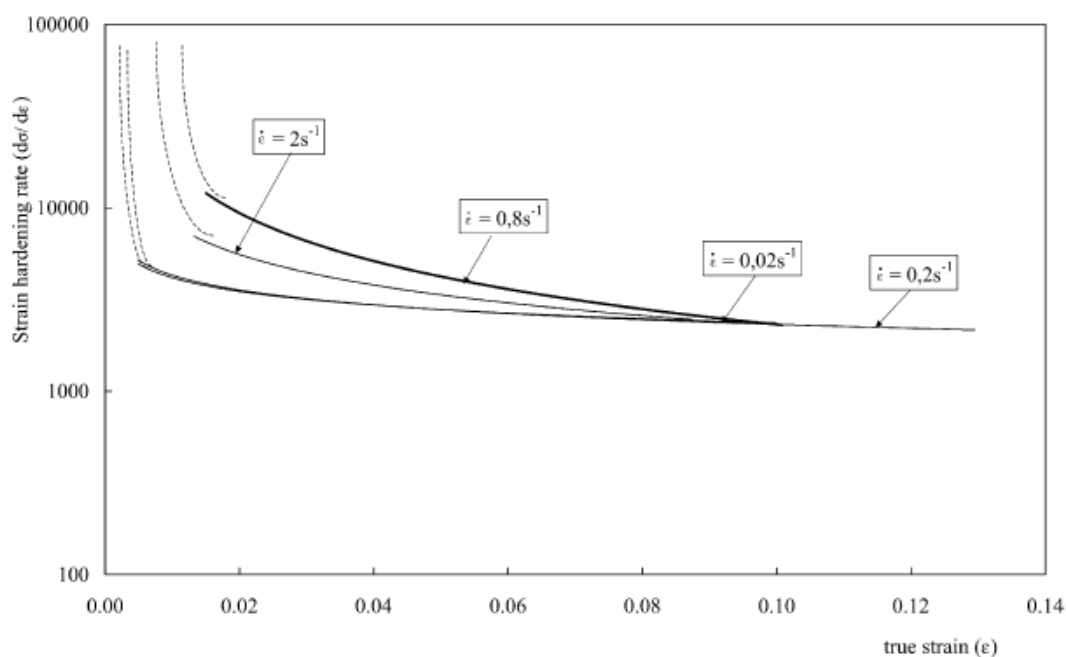


Рисунок 21 - Скорость упрочнения при растяжении как функция деформации при четырех различных скоростях деформации 2, 0,8, 0,2 и 0,02 s^{-1} . [14]

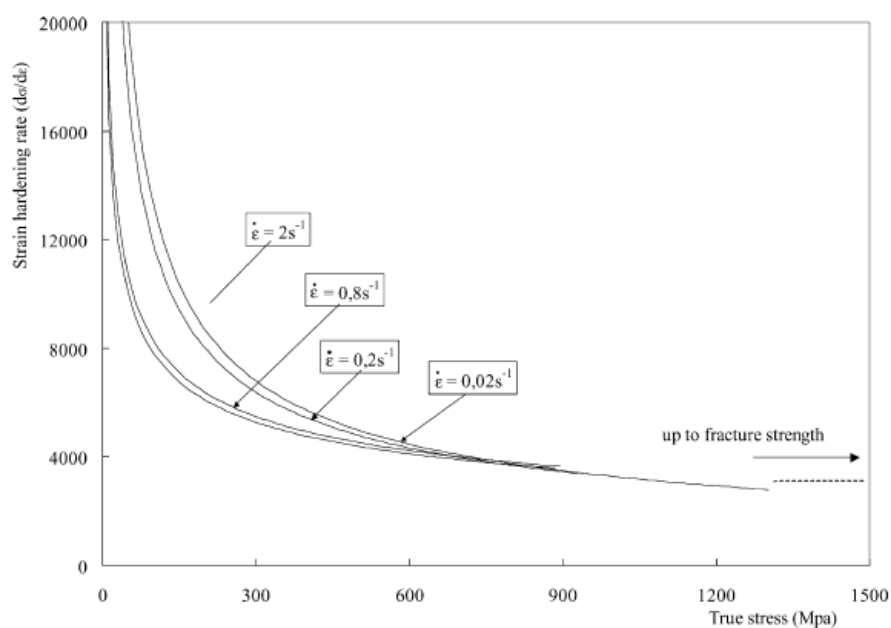


Рисунок 22 - Скорость упрочнения при растяжении в зависимости от напряжения при четырех различных скоростях деформации 2, 0,8, 0,2 и 0,02 s^{-1} . [14]

Все эти тесты были выполнены при комнатной температуре. Скорость деформационного упрочнения как функция истинной пластической деформации показана на рисунке 24 при 100–400 °C.

Значения микротвердости, полученные из среднего значения пяти измерений на каждом из выбранных образцов. Результаты микротвердости показаны на графике при различных температурах представленных на рисунке 25. Пиковая твердость была измерена в двойниковых зернах при комнатной температуре, в то время как никаких видимых изменений не наблюдалось в образцах, испытанных при температуре выше 100 °С. Это указывает на то, что образцы стального листа Гадфильда показали высокую прочность деформации, связанные с двойниковым образованием при высоких уровнях деформации и комнатной температуре.

На рисунке 26 показано распределение значений твердости образцов, отобранных под поверхностью разрушения и измерения при различных температурах.

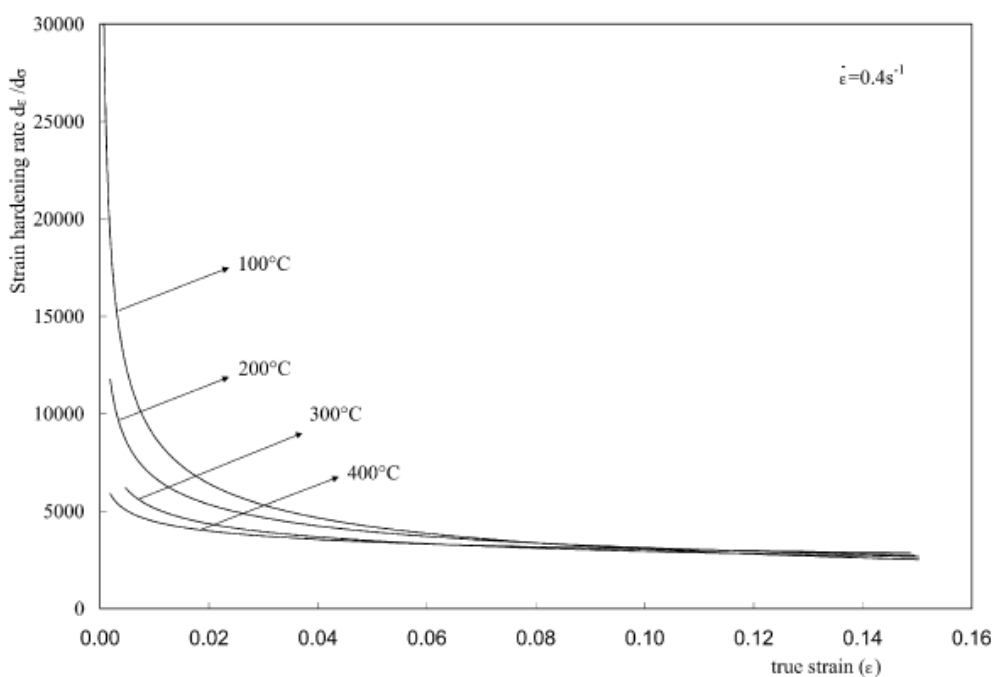


Рисунок 23 - Скорость упрочнения при растяжении как функция пластической деформации для 100, 200, 300 и 400 °С. [14]

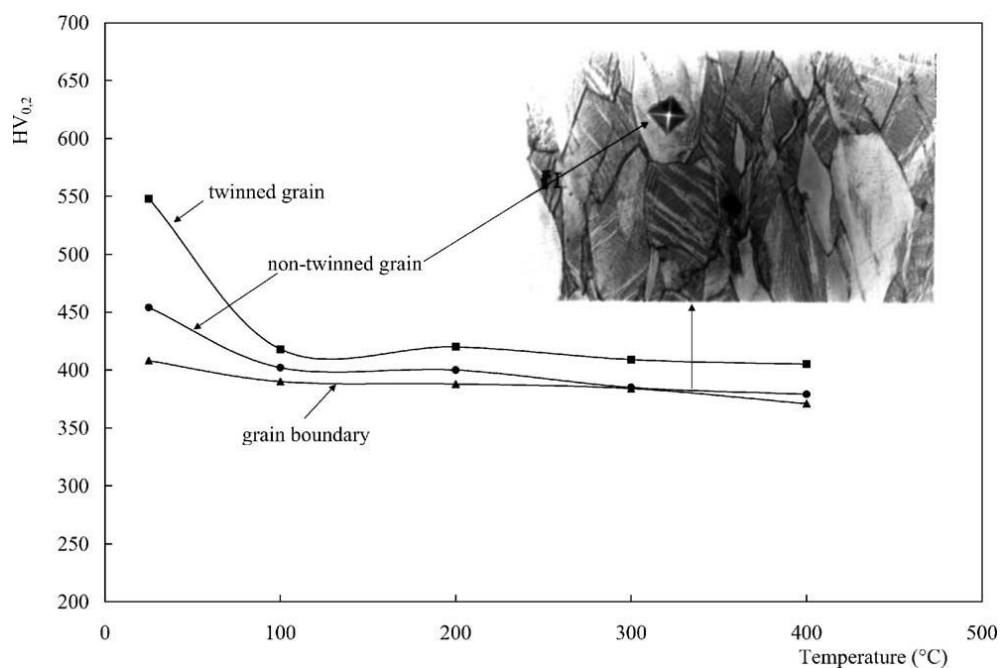


Рисунок 24 - Изменения микротвердости образцов, разрушенных при разных температурах. [14]

На рисунке 27 приведены примеры микроструктуры образца из стального листа при уровнях деформации 0 и 0,30.

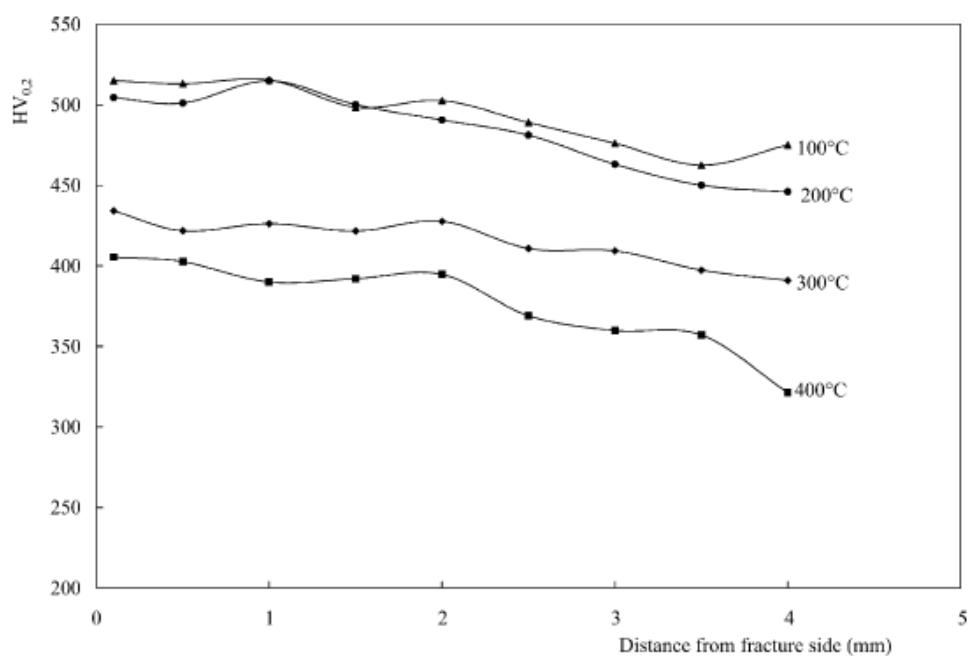


Рисунок 26 - Эволюция микротвердости в зависимости от расстояния взятого от стороны разрушения образцов, разрушенных при разных температурах. [14]

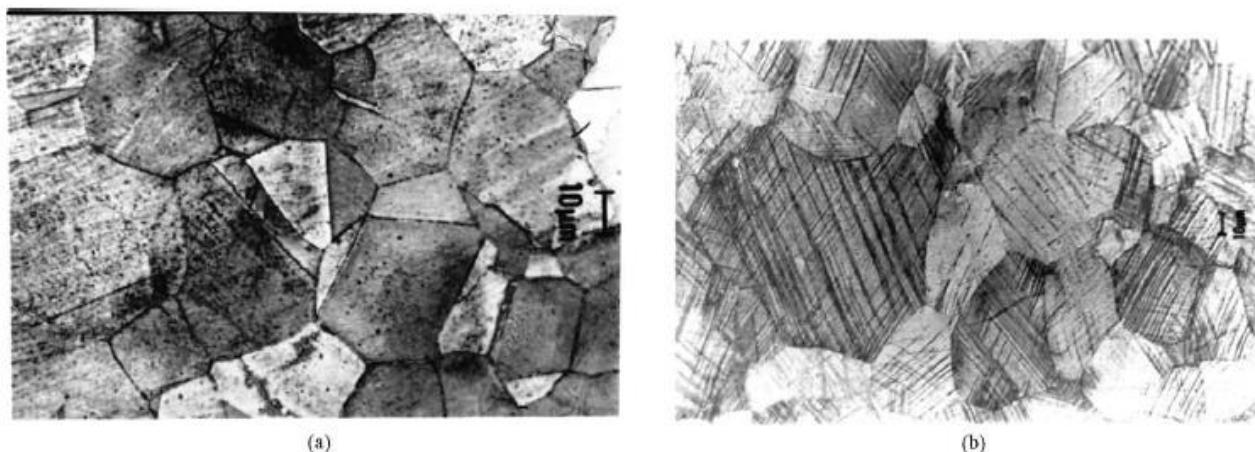


Рисунок 27 - (а) Тонкая равноосная структура аустенита (недеформированная) и (б) зерна аустенита при уровне деформации 0,30. [14]

На рисунке 28, а, б приведены микрофотографии СЭМ слома поверхности образцов для испытаний на растяжение при 25 и 400 °С. Типичный пластичный разрыв очевиден в обоих случаях, который произошел в результате микровыделения. Тем не менее микропоры оказались более мелкими в образце, испытанном при 400 °С (рисунок 28б) по сравнению с образцом, испытанным при 25 °С (рисунок 28а). Это также может быть связано с более высокой пластичностью, наблюдаемой при высокой температуре. На рисунке 28 показано поперечное сечение образца чуть ниже слома поверхности. Образование пустот и микротрещин видны в образце.

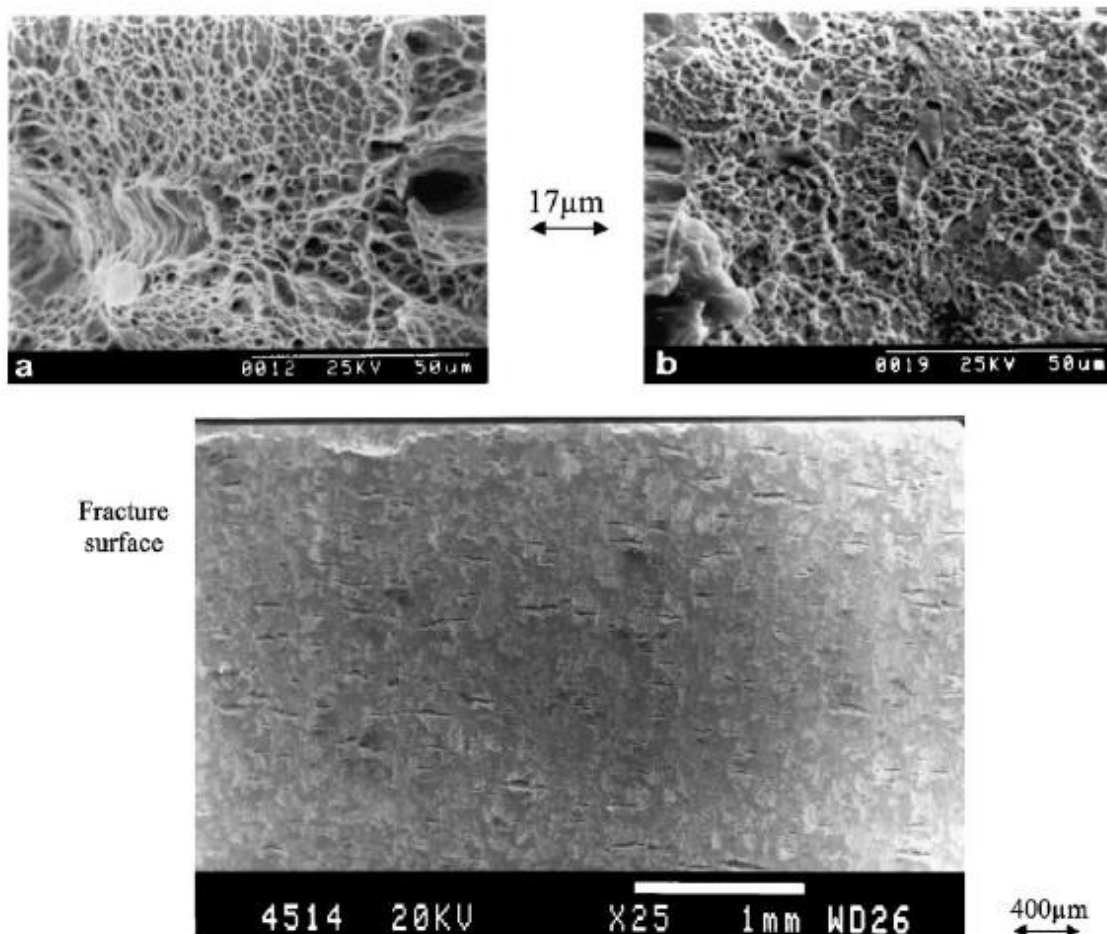


Рисунок 28 - СЭМ-микрофотографии, показывающие вязкое разрушение в образцах, стали, испытанных при (а) 25 и (б) 400 °С и (в), показывающие микропустоты и микротрещины под поверхностью слома. [14]

На рисунке 29 показана серия микрофотографий ПЭМ при растяжении. Двойники можно часто наблюдать и их плотность увеличилась с деформацией во время испытания на растяжение. Дислокации также наблюдались вне двойниковых областей при низкой деформации. Вторичные двойниковые полосы наблюдались при высокой деформации (рисунок 29г). Рисунок 30 показывает плотность дислокаций, захваченной между двойниками при высокой деформации.

Рисунки 31 и 32 показывают сравнение дислокационной структуры наблюдаемые в образцах, испытанных при комнатной температуре и 400 °С. У двойников обнаружена высокая концентрация дислокаций без четко определенных границ. Увеличить в плотность дислокаций в окрестности двойниковой области, которые показали более высокую твердость. Плотность

деформационных двойников в образце уменьшилась при испытании при высокой температуре.

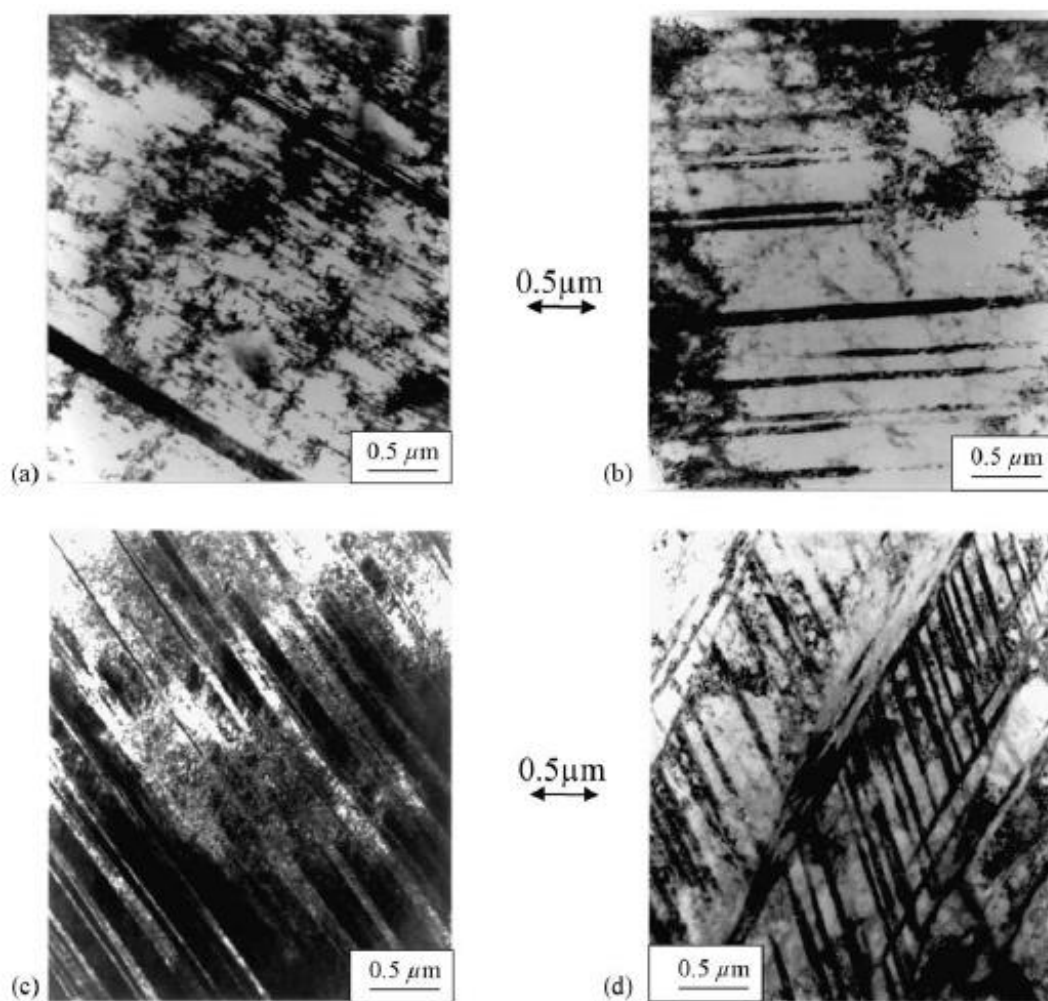


Рисунок 29 - Микрофотографии ПЭМ, показывающие прогрессивное увеличение деформационного двойникования в стали Гадфильда при различных деформациях при испытаниях на растяжение: (а) деформация 0,15, (светлое поле); (б) деформация 0,30; (в) деформация 0,76 (темное поле); (г) деформация до разрушения [14]

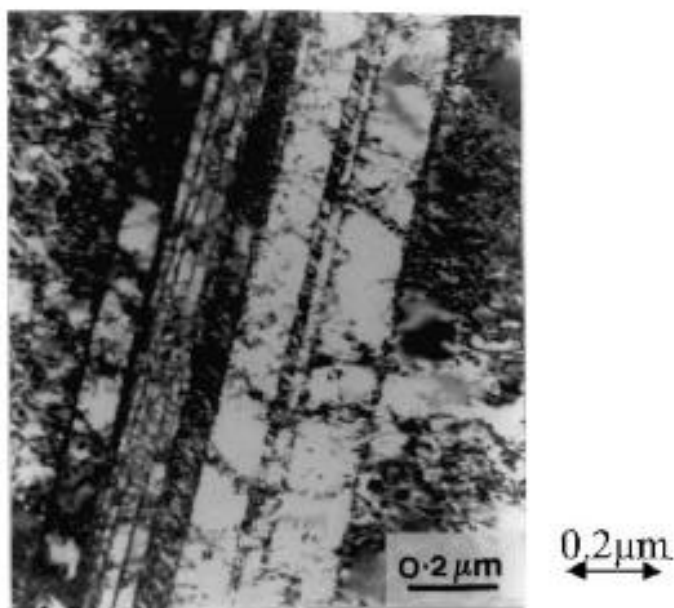


Рисунок 30 - Микрофотография ТЕМ ВФ, показывающая плотность дислокаций, захваченных внутри полосы двойников в образце растянутого до разрушения [14]

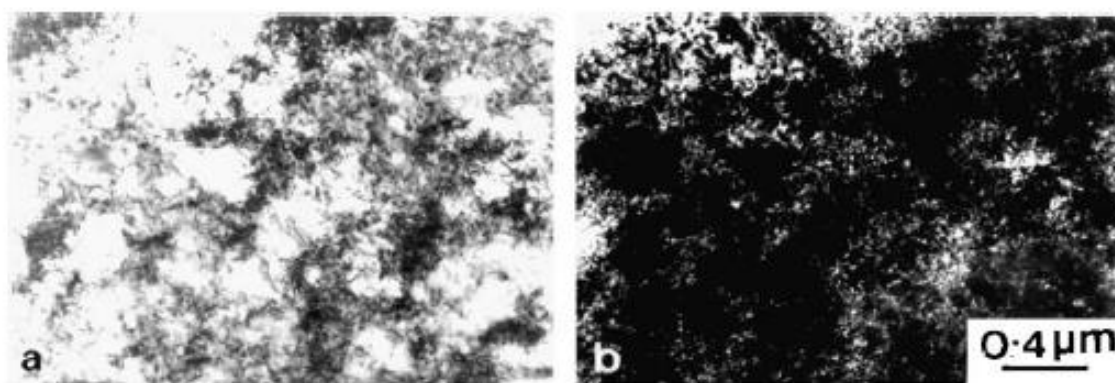


Рисунок 31 - Дислокационная структура, наблюдаемая в образцах, испытанных при комнатной температуре [14]

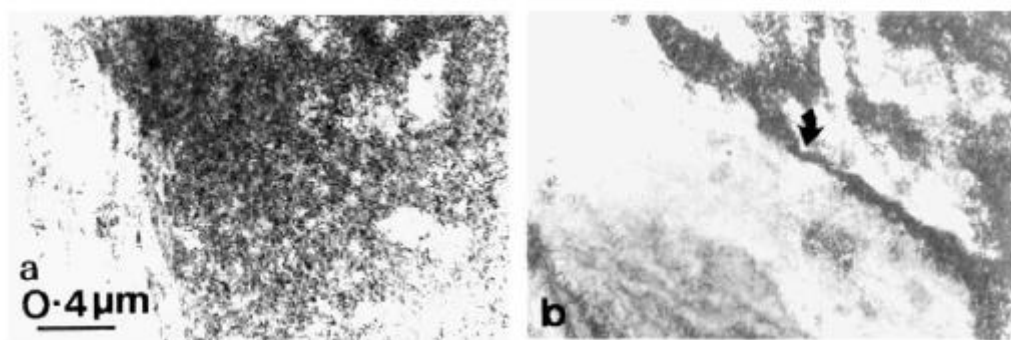


Рисунок 32 - (а) Дислокационная структура и (б) детвиннинг в образце, испытанном при 400С. [14]

Образец также показал хладноломкость и уменьшение в деформационно-упрочняющей способности, которая также может быть результатом дефибрирования при высокой температуре. Рисунок 33 показывает двойную морфологию, наблюдаемую в растяжимом образце проверено при 200 °С.

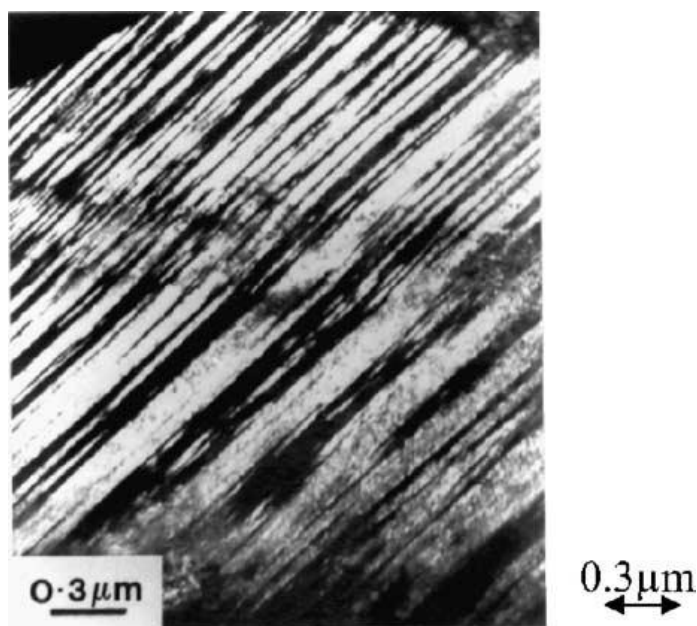


Рисунок 33 – Двойная морфология, наблюдаемая в растяжимом образце при 200 °С [14]

На рисунке 34 показана высокая дислокационная субструктура с небольшим свидетельством образования двойников (область А) в образце на растяжение проведенном при 400 °С. Доказательства снижения механического двойникование с повышением температуры до 400 °С были найдены, однако никаких

доказательств образования карбидов не было обнаружено. Наблюдается во время испытаний при 400 °С. Эти наблюдения подтверждают наш вывод о существовании деформации двойников являющимся доминирующим механизмом деформационного упрочнения Гадфильд стали.

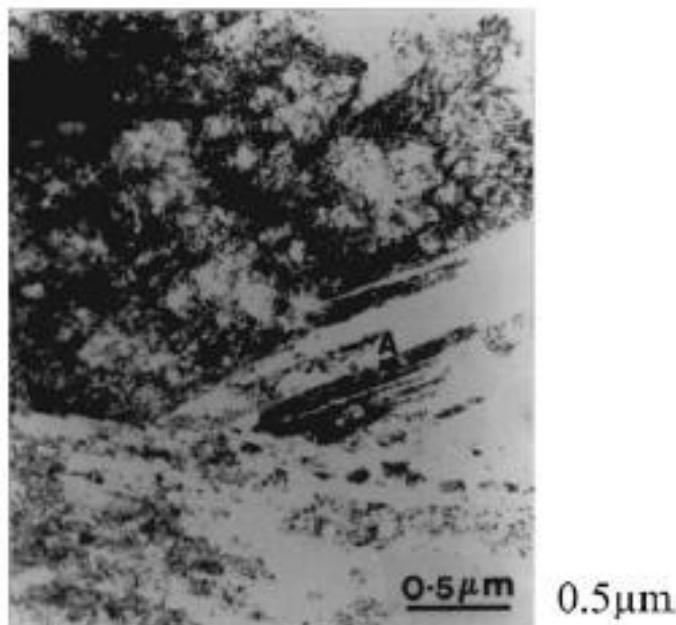


Рисунок 34 - Микрофотография, показывающая дислокационную субструктуру и двойников (область А) в образце, испытанном при 400 °С. [14]

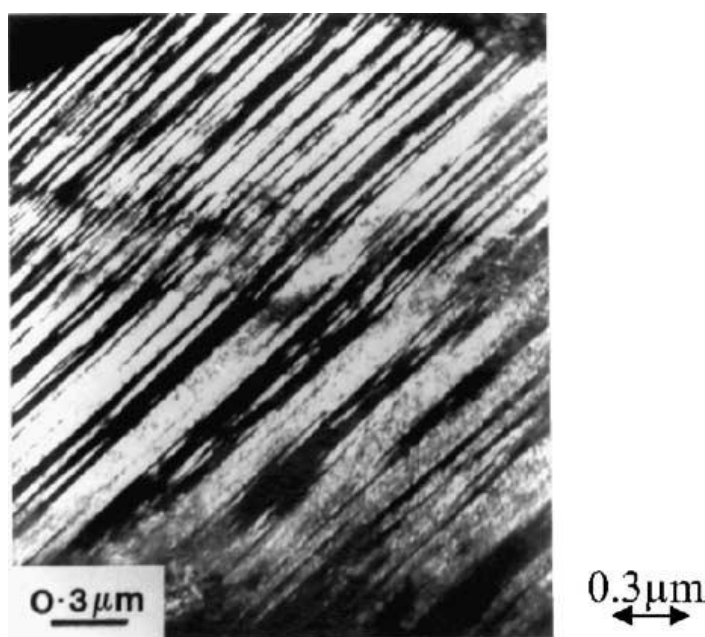


Рисунок 35 - Микрофотография, показывающая деформацию двойникования в образце проверено при 200 °С. [14]

Образцы стального листа Гадфильда показали снижение чувствительности к скорости и их способность к деформационному упрочнению до 300 °С. Свидетельство хладноломкости между 200 и 300 °С были обнаружены в тестовых образцах. Обнаружено локализованное образование шейки в исследуемых образцах, при 400 °С.

Микроструктурные наблюдения показали увеличение в дислокации дефектов упаковки и деформированных двойников при растяжении образцов, испытанных при комнатной температуре.

Доказательства хладноломкости и дельфининга были обнаружены в образце, испытанном при 400 °С.

Выводы

Стали с высоким содержанием марганца, обладают рядом уникальных свойств, что в свою очередь делают их привлекательными для использования в разных промышленных отраслях, требующих повышенной надёжности, долговечности и износостойкости оборудования.

Следует сохранять выбор сталей, с высоким содержанием марганца, в замен предлагаемым альтернативным маркам сталей.

1.5 Влияние измельчения зерна на термическую стабильность метастабильной аустенитной стали

Хорошо известно, что для мартенситных сталей требуется определенная химическая движущая сила (около 180 МДж/м³) для начала мартенситной обработки. Превращение и дополнительная движущая сила должна быть приложена дополнительно чтобы завершить превращение. В случае метастабильного превращения аустенитных сталей с температурой около комнатной температуры требуется только химическая движущая сила,

необходимая для начала мартенситного превращения. Следовательно, состояние аустенита термически очень нестабильно. Ранее было известно, что такой метастабильный аустенит подвергается частичному мартенситному превращению во время изотермической выдержки при комнатной температуре или охлаждении до низкой температуры. Важно было исследовать поведение мартенситного превращения аустенита. В данном исследовании влияние размера аустенитного зерна и мартенситного превращения проводилось с точки зрения микроструктурного анализа и термодинамики. Сталь, используемая в этом исследовании, представляла собой тройной сплав Ni-Cr-16 макс.% Cr-10 макс.%, которая имеет температуру превращения около комнатной температуры. Размер зерна этой стали варьировался от 0,8 мкм до 80 мкм. В материале с крупным размером зерна (80 мкм) было обнаружено около 18% мартенсита при комнатной температуре, содержание которого возрастало до 50% при обработке холодом. Обработка выполнена до 77 К. Однако мартенсит почти не обнаруживался в материале с ультрамелкозернистой структурой (0,8 мкм) даже после отрицательной обработки. Было обнаружено, что такая стабилизация происходит в материалах с размером зерна менее 10 мкм. В работе была проанализирована связь между размером зерна аустенита и энергией упругой деформации, которая требуется для мартенситного превращения по одному варианту.

Известно, что метастабильные аустенитные нержавеющие стали претерпевают частичное мартенситное превращение во время изотермической выдержки при комнатной температуре. Термостойкость аустенита зависит от химического состава стали. Хираяма с соавторами сообщили, что температура превращения может быть представлена эквивалентно Ni ; $(Ni + 0,65)$ и эквивалент Ni должен быть 20,7 для сталей с температурой превращения при комнатной температуре в тройном сплаве Fe-Cr-Ni высокой чистоты. Полностью аустенитной структура может быть получена при комнатной температуре в случае удовлетворения следующему условию: $Ni + 0,65Cr > 20,7$, при выполнении которого температура превращения оказывается ниже комнатной температуры.

С другой стороны, Tomimaga добился ультрамелкозернистости до субмикронных размеров в аустенитной нержавеющей стали с помощью реверсии деформации, вызванной мартенситом, который был сформирован интенсивной холодной обработкой, а также сообщил, что стабильность аустенита значительно улучшена благодаря ультра-измельчению зерна до субмикронного уровня. Однако механизм стабилизации аустенита еще не выяснен. В этом исследовании, поведение мартенситного превращения было исследовано в связи с размером зерна в метастабильной аустенитной стали (сплав Fe-16% -10% Ni) и механизмом стабилизации аустенита путем измельчения зерна. Был предложен расчет физической энергии, необходимой для мартенситного превращения.

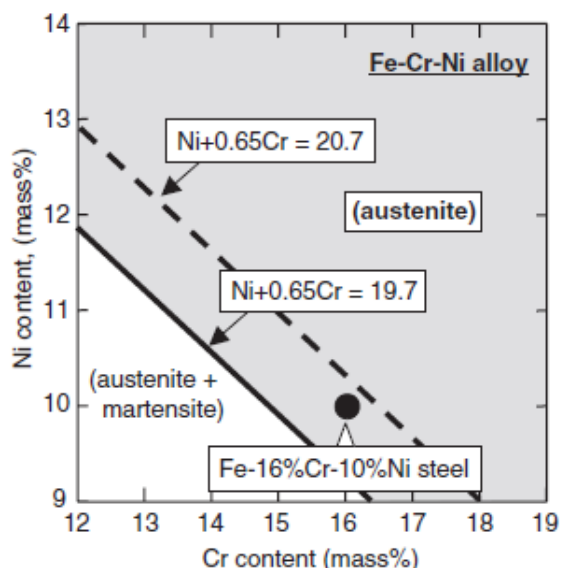


Рисунок 36 - Структурная схема при комнатной температуре в соотношении концентрация Cr и Ni для тройного сплава Fe-Cr-Ni. Линии на рисунке выражают Ni эквивалентный для получения полностью аустенитной структуры при комнатной температуре; пунктирные и сплошные линии для материала с размером зерна 80 мкм и 1 мкм соответственно [3]

1.5.1. Экспериментальные процедуры

На рисунке 34 приведена структурная схема связь между концентрацией Cr и Ni для тройного сплава Fe-Cr-Ni, справедливая для комнатной температуры

Линии на рисунке отображают значения Ni, эквивалентному тому, чтобы получить полностью аустенитную структуру при комнатной температуре; пунктирные и сплошные линии для материала с размером зерна 80 мкм и 1 мкм соответственно. Состав сплава; Fe- 16% Cr-10% Ni был выбран, чтобы иметь температуру превращения при 330K в материале с крупными зернами, но быть полностью стабилизируемым ультрафинишным измельчением до 1 мкм, как показано на рисунке химического состава используемой стали. Слиток был изготовлен в вакууме в индукционной печи, а затем подвергнут горячей ковке при температуре 1473K до цилиндрической формы. Было подтверждено, что деформация превращает в мартенсит почти весь объём после сильного холодного проката. Материал имеет почти полностью мартенситную структуру. Поскольку возврат от мартенсита к аустениту произошел около 900 K, размер зерна аустенита контролировали путем изменения температура выдержки. Размер зерна аустенита может изменяться в пределах 0,8 мкм до 80 мкм.

Таблица 2 Химический состав используемого сплава Fe-16% Cr-10% Ni. (% По массе)

Cr	Ni	C	N	Si	Mn	P	Al	S	Fe
16.02	10.08	0.003	0.0017	<0.01	<0.01	<0.005	0.0017	<0.0013	bal.

1.5.2 Экспериментальные процедуры

Материалы с разным размером аустенитного зерна подвергается исследованию для оценки стабильности аустенитной фазы; изотермическое выдерживание при комнатной температуре и затем обработка ниже нуля в жидком азоте (77 K). Микроструктура исследовалась с помощью оптического микроскопа (ОМ) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Образцы для ОМ наблюдения были подготовлены электролитическим травлением с 10% щавелевой кислоты. Для наблюдения ПЭМ фольги были подготовлены с

помощью двухстороннего метода полировки с использованием раствор 10% хлорной кислоты и 90% уксусной кислоты. Размер зерна был определен в наблюдении ОМ путем сравнения микроструктуры с размером зерна ASTM и в ТЕМ наблюдение прямым измерением изображения темного поля. Объемная доля мартенсита была найдена путем измерения насыщения-намагниченности.

1.5.3. Результаты и обсуждение

На рисунке 35 представлена микроструктура ОМ материалов с разным размером аустенитного зерна. Было подтверждено, что эти материалы завершили аустенитное превращение после обработки реверсии, но небольшое количество мартенсита менее 5% все же было обнаружено в материале (с). Размер зерна аустенита был определен как 10 мкм и 80 мкм в материале (б) и (в) соответственно, но оценка размера зерна наблюдением ОМ была затруднена (а). ТЕМ наблюдение за материалом (а) выявлено что размер зерна составляет около 0,8 мкм, как показано на рисунке 34b. В этом исследовании материалы (а), (б) и (в) называются ультрамелкозернистый материал (0,8 мкм), мелкозернистый материал (10 мкм) и крупнозернистый материал (80 мкм) соответственно.

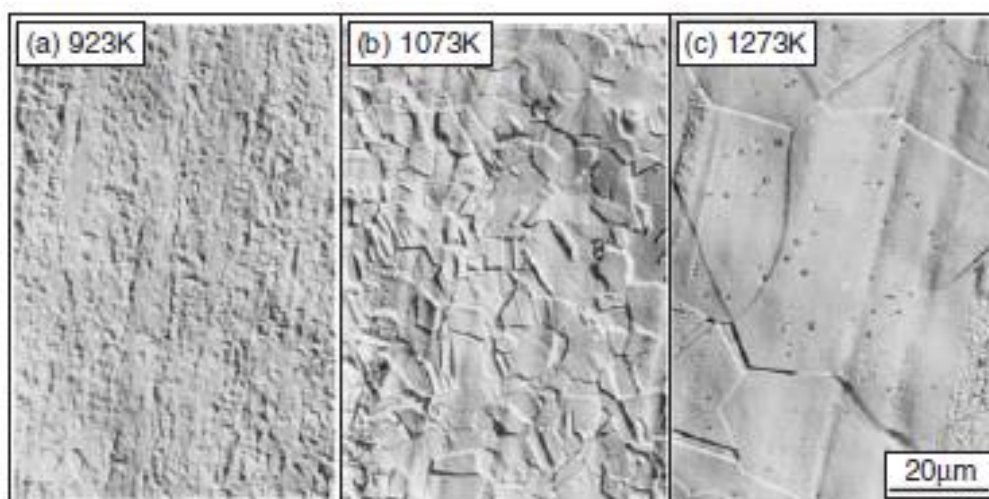


Рисунок - 37 Оптические микрофотографии материалов с различным зерном аустенита размер. Материалы подвергались реверсии при 923K (а), 1073K (б) и 1273K (с) для 0,6 тыс. секунд после 90% холодного волочения. [3]

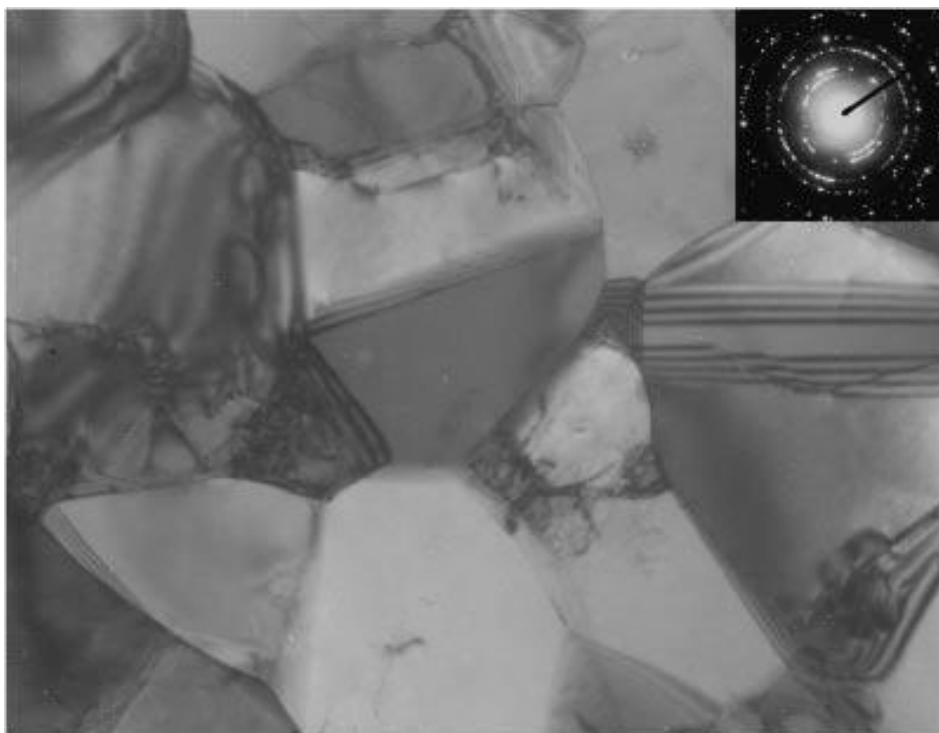


Рисунок - 38 Микрофотография ПЭМ стали 923 К [3]

1.5.4 Влияние измельчения зерна на стабильность аустенит

Известно, что мартенситное превращение может продолжаться изотермически во время выдерживания при температуре, когда стали имеют температуру превращения чуть выше комнатной температуры. Такое явление называется изотермическим мартенситным превращением. Так как температура превращения Fe-16% Cr-10% никелевого сплава 330 К, изотермическое мартенситное превращение можно ожидать во время выдержки при комнатной температуре. На рисунке 37 показано изменение объемной доли мартенсита как функции времени выдержки при комнатной температуре. Резкое увеличение объемной доли мартенсита происходит в крупнозернистом материале. Но, с другой стороны, изотермическое мартенситное превращение затруднено в мелкозернистом материале, и поэтому оно отсутствует в ультрамелкозернистом материале во время выдержки при комнатной температуре. Снижение размера зерна до 10 мкм почти полностью подавляет изотермическое превращение, но

этого недостаточно для подавления теплового превращения, вызванного понижением температуры до 77 К. Тем не менее, следует отметить, что объемная доля мартенсита в ультрамелкозернистом материале мала, что означает, что измельчение зерна до 1 мкм достаточно, чтобы подавить даже термическое мартенситное превращение в сплаве Fe-16% Cr-10% Ni.

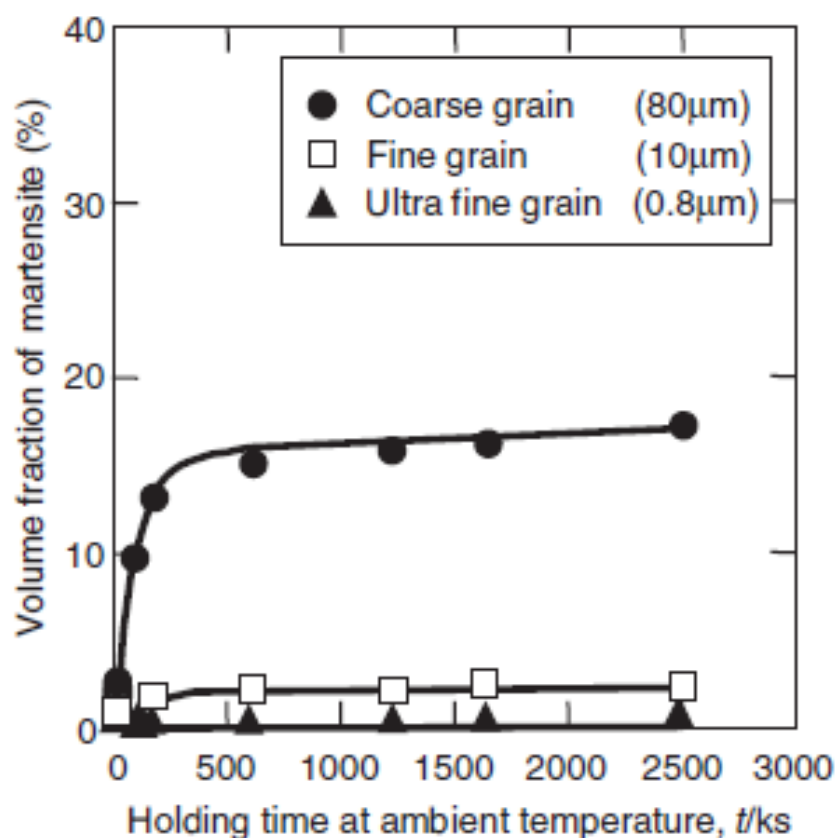


Рисунок 39 - Изменение объемной доли мартенсита в зависимости от времени при комнатной температуре [3].

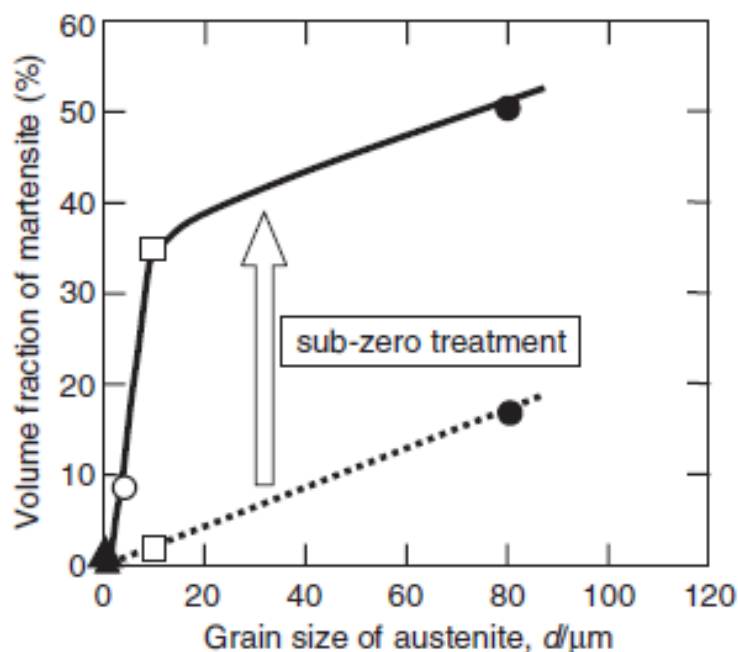


Рисунок - 40 Изменение объемной доли мартенсита с обработкой 77 К – 300 сек. после изотермической выдержки [3].

1.5.5 Морфология мартенсита в метастабильной аустенитной стали

Для выяснения разницы в термостойкости аустенита в зависимости от размера зерна, морфологии мартенсита были проведены наблюдения с помощью ОМ и ТЕМ для обработанных холодом материалов. На рисунке 41 показана микрофотография ОМ (а), схематическое изображение микрофотографии ОМ(б) и ПЭМ микрофотография (с) в крупнозернистом материале. Крупнозернистый материал имеет типичную мартенситную структуру. Пластинки были сформированы в двух направлениях внутри аустенитного зерна, как показано на рисунке 41 (с). Это означает, что эти пластины были сформированы в несколько этапов превращения. Группа пластин образует блок или пару блоков, собирающихся в группу. После завершения мартенситного превращения, предшествующие аустенитные зерна были разделены на несколько групп, как показано в (б). Другими словами, такая слоистая структура образуется в результате многовариантного превращения. Тем не менее, существует большая разница в морфологии мартенсита между материалами. На Рисунке 42 приведены

ПЭМ микроструктуры, наблюдаемой в мелкозернистом материале (а) и ультрамелкозернистом материале (с) и их схематические иллюстрации (б, г). Можно ожидать, что слоистая структура, как показано на рисунке 42, никогда не будет сформирована после завершения мартенситного превращения. Когда размер зерна аустенита становится сравним с толщиной мартенситной пластины, мартенситное превращение в аустенитном зерне происходит, как показано на фотографии (с), такой вид трансформации может быть охарактеризован как единичный или ограниченный вариант превращения. На рисунке 43 схематически показана связь между морфологией мартенситной структуры и размером зерна аустенита [36-38].

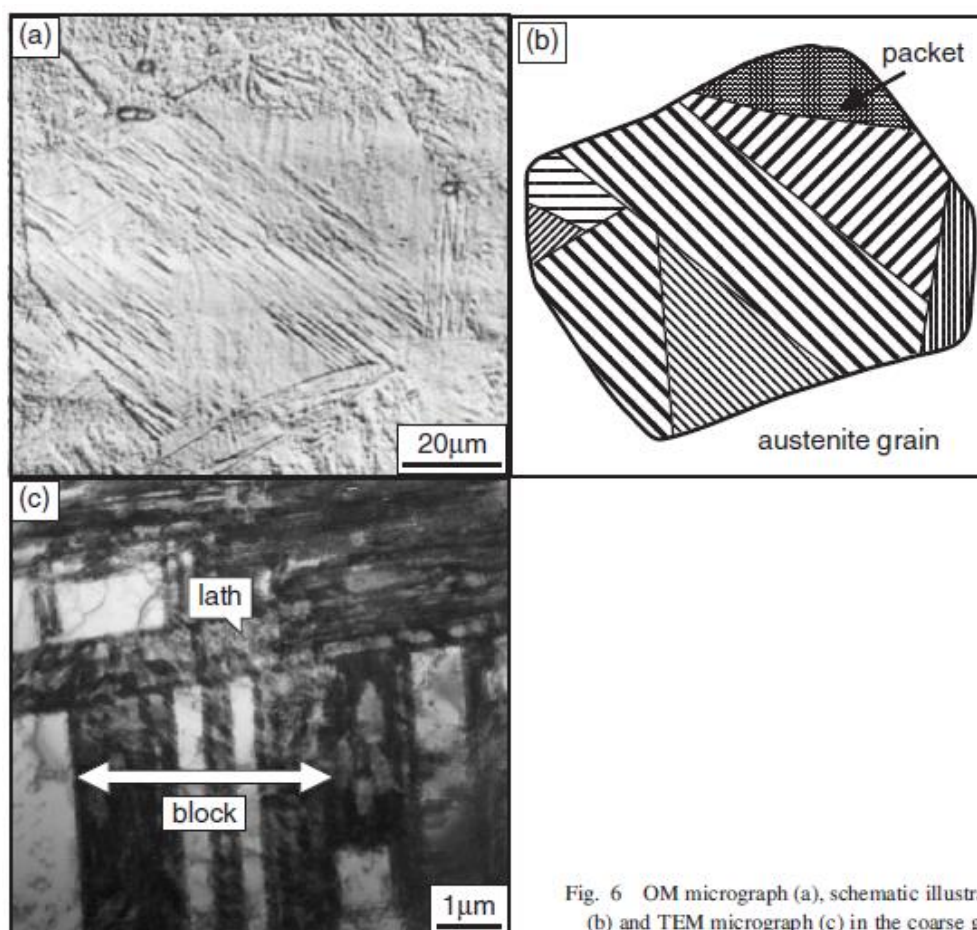


Fig. 6 OM micrograph (a), schematic illustration of OM micrograph (b) and TEM micrograph (c) in the coarse grained material.

Рисунок 41 - Микрофотография ОМ (а), схематическое изображение микрофотографии ОМ (б) и микрофотография ПЭМ (в) в крупнозернистом материале [3].

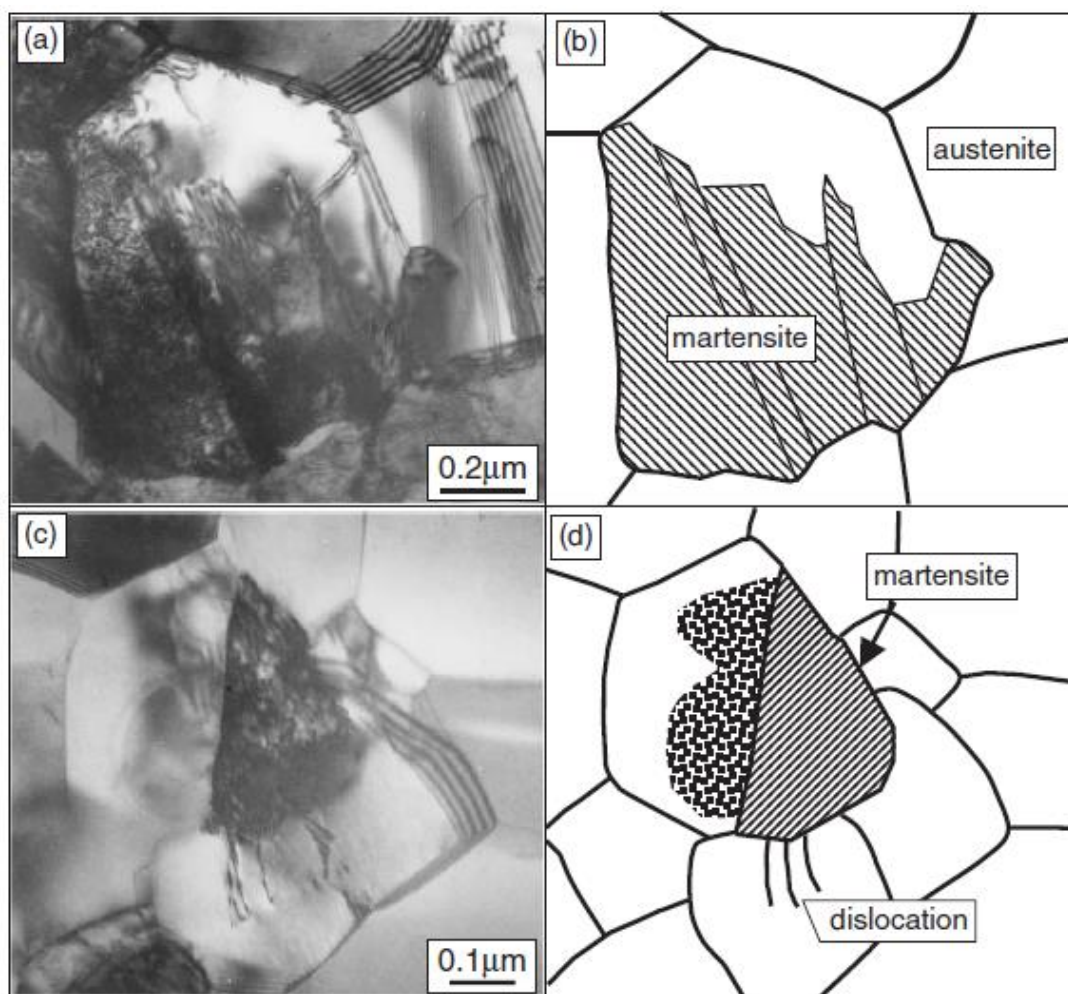


Рисунок - 42 Микрофотографии ПЭМ, наблюдаемые в мелкозернистом материале (а) и ультрамелкозернистом материале (в), и их схематическое изображение иллюстрации (б, г) [3].

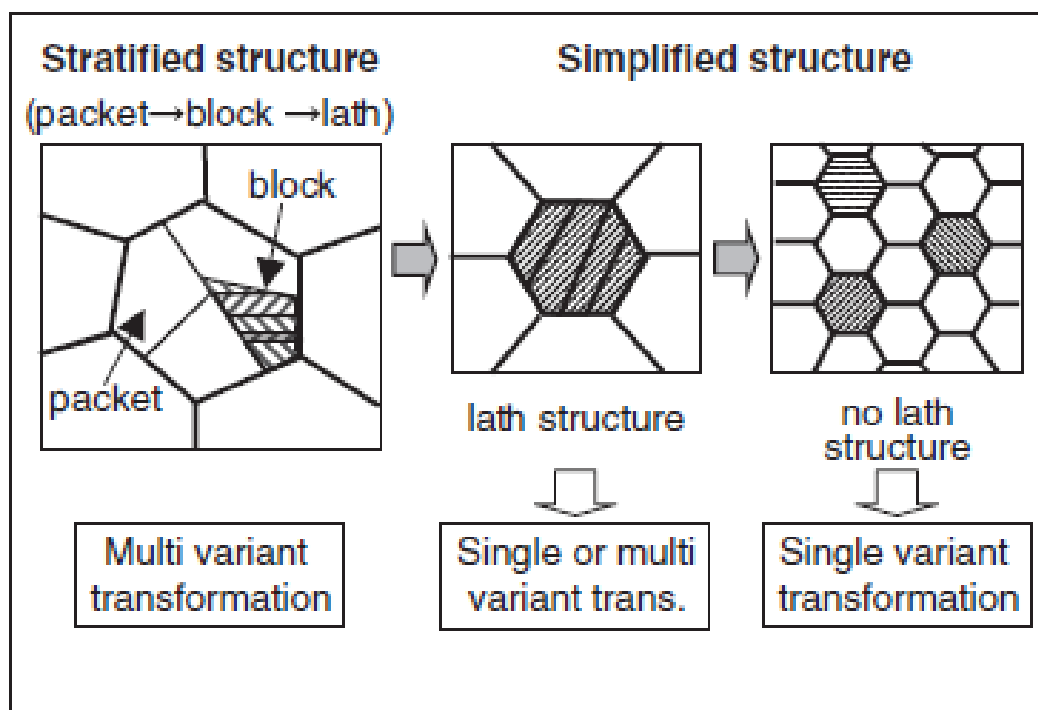


Рисунок - 43 Схематическая иллюстрация, показывающая связь между морфологией мартенситного строения и размера зерна аустенита [3].

1.5.4 Энергия, необходимая для мартенситного превращения

Мартенситное превращение реализуется за счет трансформации решетки ГЦК в ОЦК и дополнительной деформации путем скольжения дислокации и двойникования. В частности, трансформация решетки от ГЦК к ОЦК вызывает кристаллографическую анизотропию с точки зрения поведения растяжения и сжатия. Физическую энергию, необходимую для этих процессов, с целью выяснения механизма стабилизации аустенита, вызванного измельчением зерна, можно приблизительно оценить, как будет показано ниже.

1.5.5 Энергия упругой деформации для смещения решетки

Рисунок 44 показывает схематическое изображение смещения решетки в ГЦК-ОЦК мартенситного превращения. Смещение решетки состоит из двух способов атомного движения; (i) деформация сдвига в направлении от 36% до $\frac{1}{2}$

1110 и (ii) анизотропная деформация, сопровождающая объемное расширение около 4,5%. Результаты показывают, что энергия деформации, необходимая для мартенситного превращения, равна или значительно выше в одновариантном случае, чем в многовариантном и сложность возникновения единичного варианта трансформации в ГЦК-ОЦК мартенситное превращение железа.

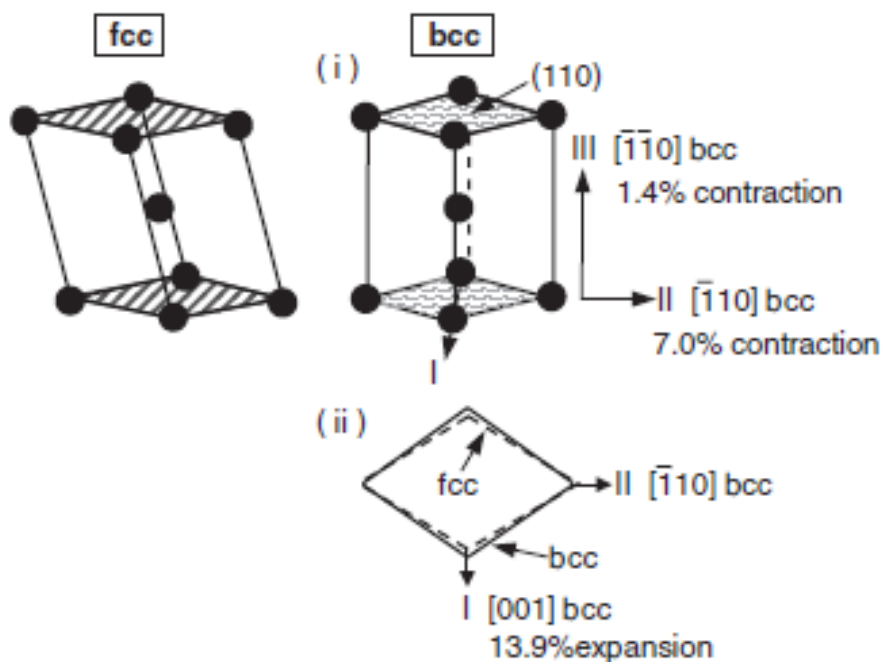


Рисунок - 44 Схематическое изображение смещения решетки в ГЦК-ОЦК-мартенситном превращении. [3]

1.5.6 Дополнительная физическая энергия, необходимая для мартенситного превращения

Для смещения решетки, необходима дополнительная деформация путем скольжения дислокаций или двойникового. Кроме того, будет возрастать поверхностная энергия за счет формирования многослойной мартенситной структуры, состоящей из пластин, блоков и групп. Таким образом, приращение поверхностной энергии будет составлять порядка 2 МДж/м³. Эффект границы блоков и групп может не учитывать в сравнении с влиянием пластин. Рисунок 45 показывает сравнение энергии превращения требуемого для мартенситного

превращения между одно- и многовариантным режимами. Энергия превращения включает общую энергию упругой деформации, энергию сдвига и граничную энергию. Установлено, что энергия превращения в 17 раз выше в одновариантном превращении, чем в многовариантном превращении, и влияние энергии упругой деформации является доминирующим в энергии превращения, особенно для одновариантного превращения.

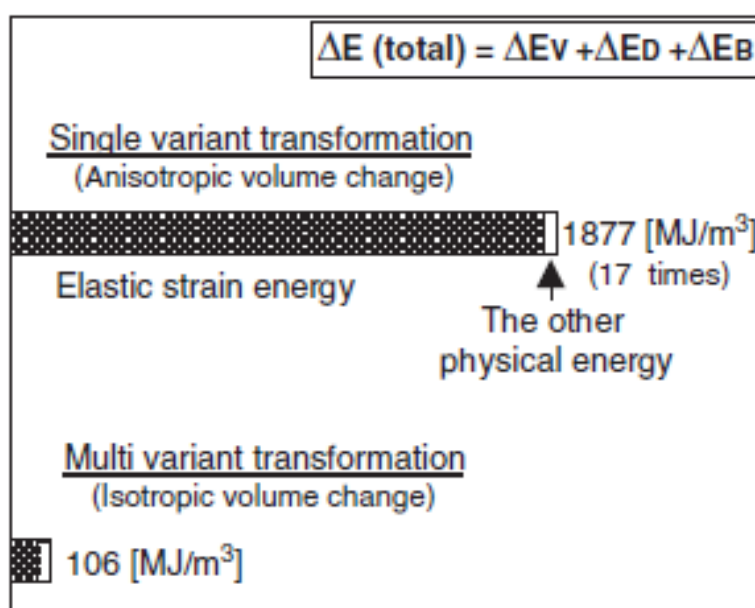


Рисунок - 45 Сравнение энергии превращения, необходимой для мартенсита между одним вариантом и многовариантным режимом [3].

1.5.7 Оценка химической движущей силы для мартенситного превращения

Химическую движущую силу при пониженном охлаждении (Т) можно определить следующим образом. На рисунке 46 схематично показано изменение объемной доли мартенсита и химической движущей силы в зависимости от температуры при многовариантном (а) и одновариантном превращении (б). Для завершения мартенситного превращения, химическая движущая сила должна компенсировать приращение энергии превращения. В случай многовариантного

превращения, энергия превращения может быть компенсирована недостаточным охлаждением 130 K; завершение превращение на рисунке 46 (а).

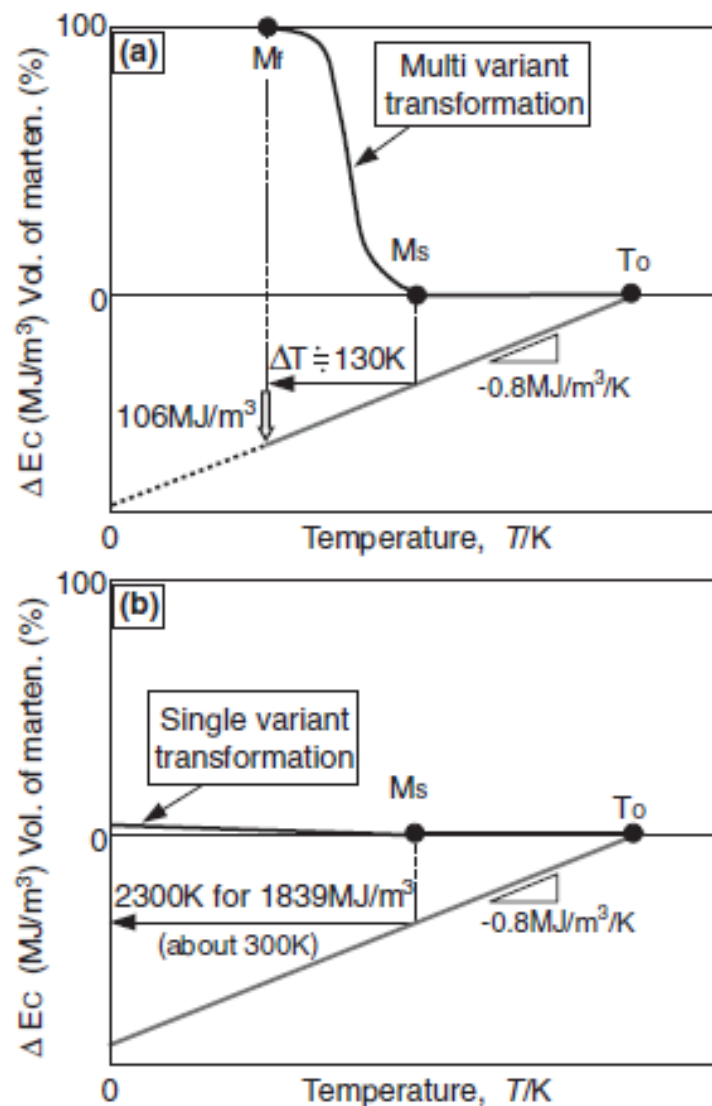


Рисунок - 46 Схематическое изображение, показывающее изменение объемной доли мартенсита и химической движущей силы как функция температуры в многовариантном (а) и однократном превращение (б) [3].

1.5.8 Оценка энергии упругой деформации, необходимой для зарождения мартенсита

Поскольку наибольшее смещение происходит в направлении $\frac{1}{2}001$ ОЦК, как показано на рисунке 47, наиболее вероятно, что зарождение

тонкопластинчатого мартенсита (толщина: x) происходит как показано на рисунке 48, чтобы минимизировать общую энергию упругой деформации. В этой модели деформация решетки линейно распределяется над пространством аустенитного зерна (размер зерна: d). Увеличение энергии упругой деформации может быть найдено путем изменения уравнения. Расчет демонстрирует сложность зарождения мартенситной пластины в ультрамелкозернистом аустените с размером зерна ниже 1 мкм. В результате, ультрамелкое зерно аустенита делает возникновение многовариантного превращения трудновыполнимым, и это приводит к подавлению мартенситного превращения в метастабильном аустените.

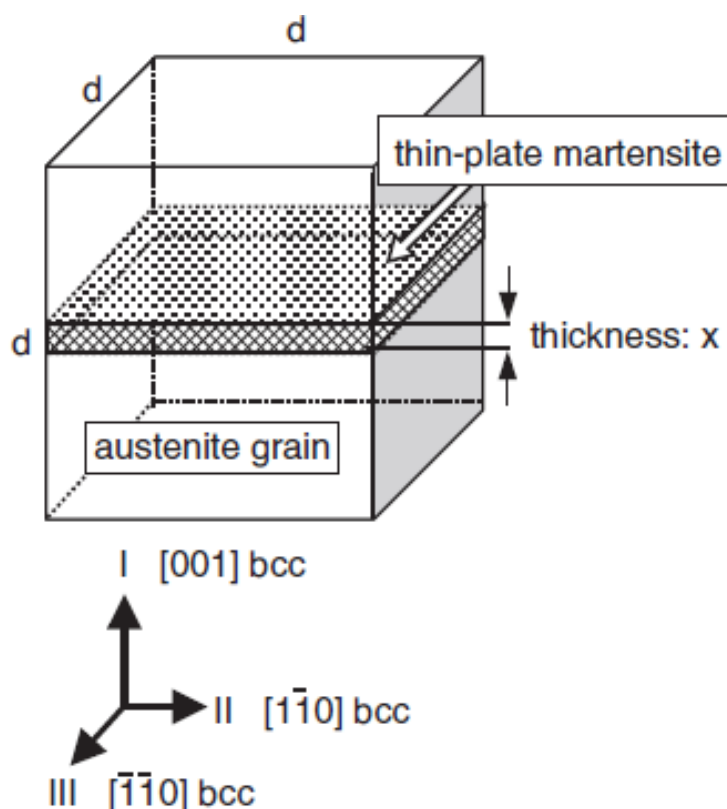


Рисунок 47 - Схематическое изображение, показывающее зарождение тонкопластинчатого мартенсита внутри аустенитного зерна [3].

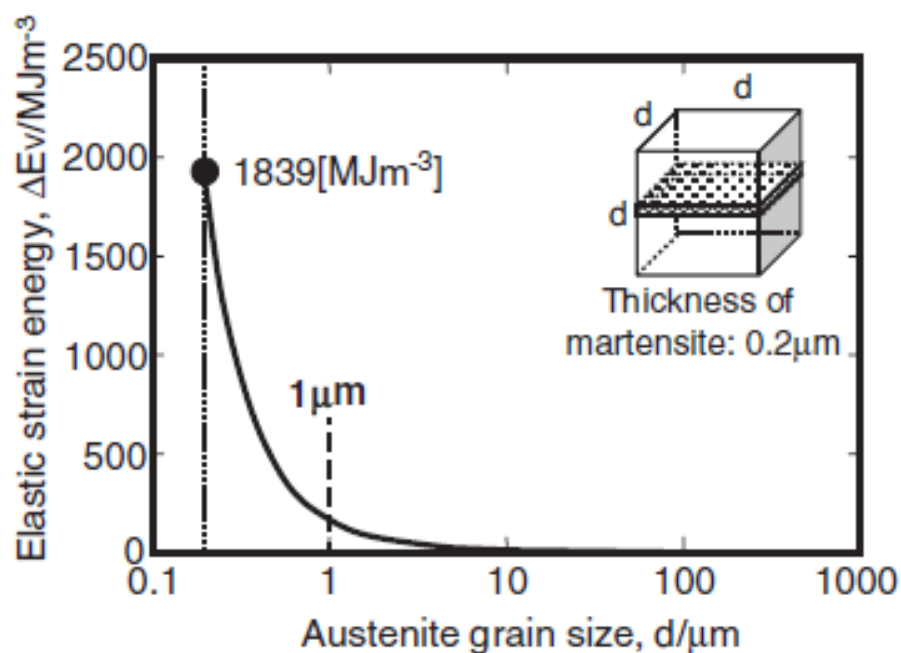


Рисунок - 48 Соотношение между размером зерна аустенита и упругой деформацией энергия, необходимой для зарождения тонкой пластины-мартенсита [3].

Влияние измельчения зерна на поведение мартенситного превращения было исследовано в метастабильной аустенитная нержавеющей сталь (сплав Fe-16% Cr-10% Ni) и механизм стабилизации аустенита, обусловленный измельчением зерна, был уточнен путем расчета необходимой физической энергии для мартенситного превращения в одно- и многовариантных режимах.

Выводы

Измельчение зерна аустенита до 1 мкм или менее очень эффективно для подавления мартенситного превращения от ГЦК до ОЦК структуры.

При составлении требований к производителям НУБТ, следует предусмотреть требования по структуре стали.

2. МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ

2.1 Исследуемый материал

Статистические исследования марок сталей на заедания резьбовых соединений. Для исследования были анализированы основные используемые марки сталей за период 2011-2020гг.

- 15-15 LC
- TWZ-2
- SMF-166
- P-530
- P-550T
- 15-15 HS

Таблица 3 – Расшифровка исследуемых марок сталей

п/п	Марка стали	Состав стали	C	SI	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	N
1	15-15 LC	справочный	≤0,04	≤1,00	15-19	≤0,05	≤0,05	16-21	0,5-3	3,000	0,2-0,8
		тест	0,036	0,420	17,950	0,020	0,001	17,560	0,750	0,910	0,520
2	TWZ-2	справочный	≤0,04	≤1,00	16,5-19,5	≤0,030	≤0,010	16,0-18,5	0,40-0,80	≤0,68	
		данные сертификата	0,020	0,230	20,170	0,023	0,001	17,010	0,580	0,810	0,540
3	SMF-166	справочный	0,022	0,330	17,850	0,024	0,002	18,050	0,500	0,340	
		действительный	0,052	0,592	19,700	0,020	<0,005	15,370	0,536	1,013	
4	P-530	справочный	≤0,04	≤1,00	16,5-19,5	≤0,030	≤0,010	16,00-18,5	0,4-0,8	≤0,34	≥0,4
		данные сертификата	0,040	0,400	17,860	0,030	0,003	16,000	0,400	0,340	0,400
5	P-550T	справочный	≤0,04	0,1-0,6	18-21,2	≤0,03	≤0,02	16-18,5	0,4-0,8	0,5-1,5	0,5-0,8
		тест	0,154	0,380	18,300	0,022	<0,005	16,400	0,840	1,420	0,540
6	15-15 HS	справочный	≤0,04	1,000	16,00-19,00	≤0,05	≤0,05	18-21	0,5-3	3,000	0,5-0,8
		действительный	0,029	0,280	18,300	0,020	0,001	18,900	2,010	3,200	0,620

Исследование причин образования трещин на немагнитных утяжеленных бурильных трубах. Для испытаний были отобраны НУБТ подверженные МКК следующих марок сталей

- P-530
- P-550T

2.2 Испытания на растяжение

Существует большое количество испытаний, многие из которых стандартизованы, для определения различных механических свойств материалов.

Испытание на растяжение является наиболее важным методом испытаний, разрушающих материал. Стандартизированный образец с известным поперечным сечением нагружается равномерно с относительно низкой увеличивающей силой в продольном направлении. Одноосное напряжение преобладает в образце. Отношение напряжения к деформации может быть показано из построенной диаграммы нагрузки.



Рисунок 49 - Разрывная машина WDW-300E предназначена для проведения испытаний образцов на растяжения, сжатие и изгиб в диапазоне нагрузок до 300 кН

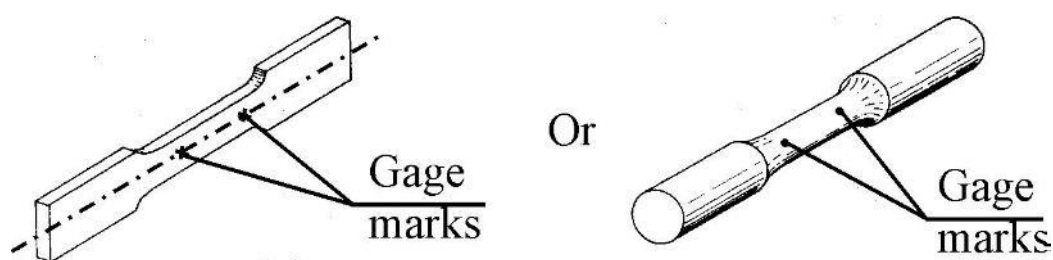


Рисунок 50 - Форма «собачья кость» обеспечивает разрыв образца в центре, а не в области захвата.

Ниже приведена диаграмма напряжения-деформации, она четко показывает различное поведение отдельных материалов и предоставляет характеристические значения для растяжения прочность R_m , предел текучести R_e , предел пропорциональности R_p ,

Удлинение при разрыве A и модуль упругости E .

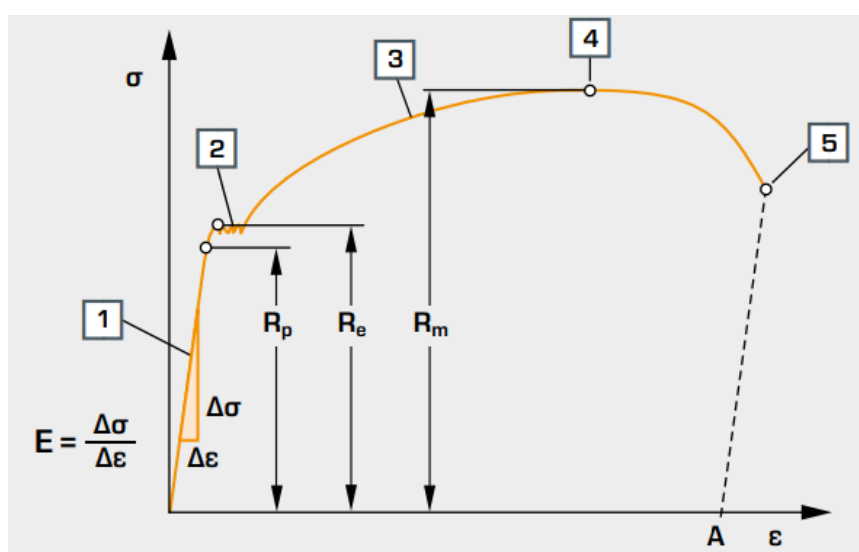


Рисунок 51 - Диаграмма напряжения-деформации

Здесь σ напряжение, ϵ деформация, предел пропорциональности R_p ,

R_e предел текучести, R_m предел прочности, A удлинение при разрыве, 1 прямая линия Гука, 2 деформации Людерса, 3 область деформационного упрочнения, 4 начало образования шейки, 5 разрыв.

2.3 Испытание на удар

2.3.1 Типы ударных испытаний

Испытание на удар представляет собой метод с внезапной нагрузкой и подходит в первую очередь для определения склонности к разрушению при мгновенной приложенной нагрузке. Данные ударных испытаний помогают относительно грубо подбирать материалы для конкретной задачи.

Деформационное поведение часто является важным критерием для подбора материалов. Это может быть использовано для того, чтобы быстро определить, какие из выбранных материалов являются хрупкими или жесткими. Хрупкость материал зависит не только от материала, но и от других внешних условий, такие как температура или напряженное состояние.

Различные методы испытаний используются для определения ударной вязкости. В тесте Шарпи образец установлен с двух сторон и маятник ударяет в центр образца в месте расположения надреза.



Рисунок 52 - Маятниковый копёр JBW-300

Принцип испытания на удар по Шарпи с надрезом

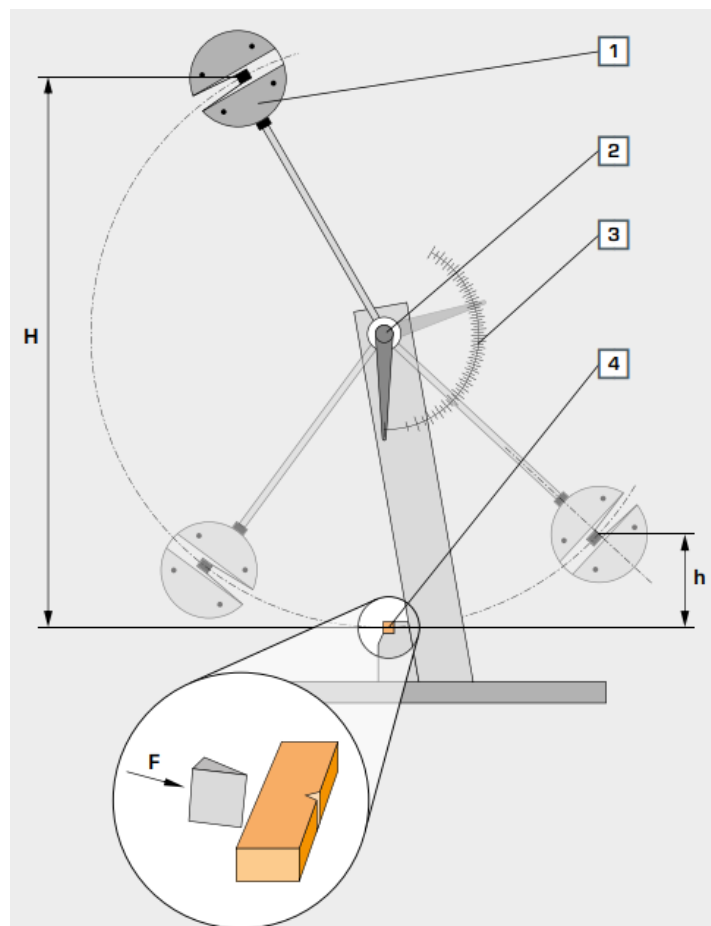


Рисунок 53 – Установка метода испытаний по Шарпи

1 маятниковый молоток, 2 оси вращения, 3 шкалы с продольной стрелкой, 4 образец с концентратором; H высота падения, h высота подъема, F сила

В испытании на удар маятниковый молот падает с максимальной высоты. В испытании по Шарпи в самой нижней точке молоток ударяет в заднюю часть образца с надрезом. Если молот проникает или проходит через образец, то энергия молота рассеивается, и его энергия удара уходит к образцу. Остаток энергии молота уменьшается при раскачивании через самую низкую точку (нулевая точка) и молот замедляется. Когда молоток проходит через нулевую точку, механический указатель перемещается, и приложенная работа для образца отображается на линейке.

Форма образца с надрезом является стандартизированной.

Ударная вязкость с надрезом определяется по ударной нагрузке и является

мерой хрупкости материала.



Рисунок 54 – Испытанные образцы на ударную вязкость

2.4 Оптико-эмиссионный спектральный анализ

Прошло уже более 25 лет с тех пор, как широко стали использоваться спектрофотометры с оптической эмиссией, и в настоящее время они являются одним из наиболее универсальных методов неорганического анализа.



Рисунок 55 – стационарный оптический эмиссионный спектрометр (анализатор)
для анализа химического состава металлов

2.4.1 Принцип спектрометрии оптического излучения

Оптическая эмиссионная спектрометрия включает подачу электрической энергии в виде искры, генерируемой между электродом и металлическим образцом, в результате чего испаренные атомы доводятся до высокоэнергетического состояния в так называемой разрядной плазме.

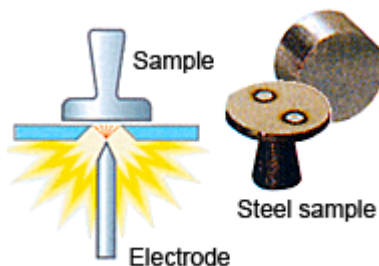


Рисунок 56 – Принцип работы оптико-эмиссионного анализатора

Эти возбужденные атомы и ионы в плазме разряда создают уникальный спектр излучения, специфичный для каждого элемента. Таким образом, один элемент генерирует множество характерных эмиссионных спектральных линий.

Таким образом, свет, генерируемый разрядом, можно сказать, представляет собой совокупность спектральных линий, генерируемых элементами в образце. Этот свет разделен дифракционной решеткой для извлечения спектра излучения для элементов. Интенсивность каждого спектра излучения зависит от концентрации элемента в образце. Детекторы (фотомножительные трубки) измеряют наличие или отсутствие спектра, выделенного для каждого элемента, и интенсивность спектра для выполнения качественного и количественного анализа элементов.

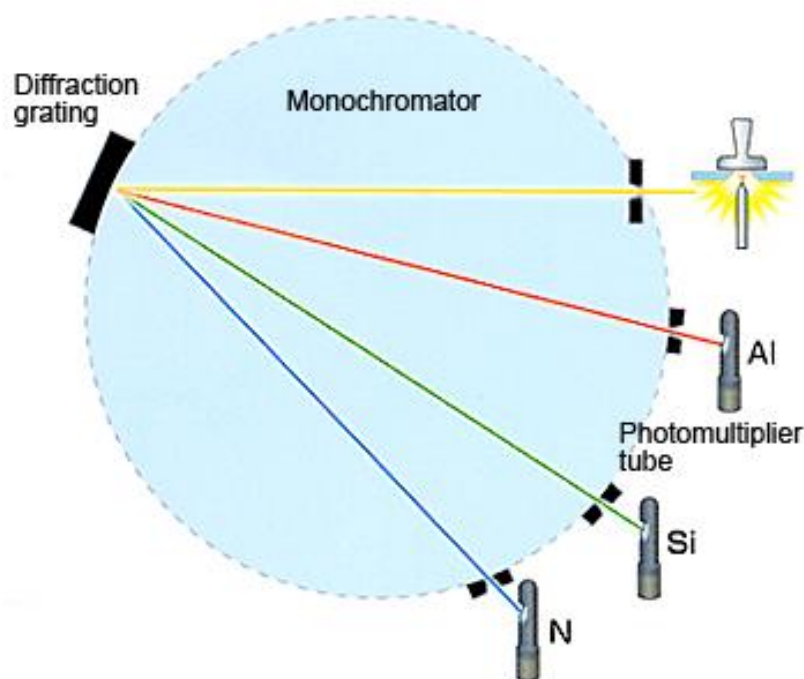


Рисунок 57 – Принцип работы дифракционной решетки

В более широком смысле, спектрометрия оптического излучения включает спектрометрию оптического излучения, которая использует индуктивно соединенную плазму как источник возбуждения. Однако термины "спектрометрия оптического излучения" и "фотоэлектрическая спектрометрия оптического излучения" обычно относятся к спектрометрии оптического излучения с использованием искрового разряда, дугового разряда постоянного тока или тлеющего разряда для генерирования разряда возбуждения. Спектрометры оптически излучения отличаются анализом распределения Импа Ульс для того чтобы увеличить воспроизводимость измерения (точность). Данный метод включает статистическую обработку спектров эмиссии, генерируемой искровым импульсом, полученным из искровых разрядов в атмосфере аргона. Спектрометр оптического излучения предлагает быстрый элементный анализ твердых образцов металла, делая его незаменимым для проверки качества в процессах сталеплавильного производства и алюминиевой металлургии.

ICP, аббревиатура для индуктивно связанной плазмы, является одним из методов спектрометрии оптического излучения. Когда энергия плазмы подается к образцу анализа, то компонентные элементы (атомы) возбуждены. Когда возбужденные атомы возвращаются в низкоэнергетическое положение, испускаются эмиссионные лучи (спектральные лучи) и измеряются по соответствующие длине волны фотона. Тип элемента определяется на основе положения фотонных лучей, а содержание каждого элемента определяется на основе интенсивности лучей. Для генерации плазмы, во-первых, газ аргона подается к камере электрода, и высокочастотный электрический ток прикладывается к электроду. Используя электромагнитное поле, созданное в камере током высокой частоты, газ аргон ионизируется и генерируется плазма. Эта плазма имеет высокую электронную плотность и температуру (10000K) и эта энергия использована в возбуждении-излучении образца. Образцы вводятся в плазму в распыленном состоянии в центре горения.

Следующие характеристики оптико-эмиссионного анализатора различают его от спектрофотометров атомной абсорбции, используемых для подобных целей.

1. Возможен одновременный, последовательный анализ нескольких элементов
2. Широкая линейная область аналитической кривой
3. Немного химических помех или ионизационных помех, что делает возможным анализ образцов с высокой матрицей
4. Высокая чувствительность (нижний предел обнаружения для большинства элементов составляет 10 ppb или ниже)
5. Большое количество измеряемых элементов - элементы, которые трудны для того, чтобы проанализировать в спектрометрии атомной абсорбции как Zr, Ta, можно легко проанализировать
6. Стабильный

Большинство из вышеперечисленных особенностей являются производными от структуры и характеристик плазмы источника света.

2.4.2 Оборудование

Оборудование для оптико-эмиссионной спектрометрии состоит из блока источника света, спектрофотометра, детектора и блока обработки данных. Существует несколько типов оборудования, основанных на различиях в спектрофотометре и детекторе.

Для этого типа наиболее распространены спектрофотометр с монохроматором Черни-Тернера и детектор с фото умножителем. С этим оборудованием, запрограммированная длина волны спектрофотометра последовательно поменяна для того, чтобы измерить множественные элементы. Это обуславливает достаточно длительное время измерения, однако, благодаря своим спектрофотометрам высокого разрешения, такое оборудование более благоприятно для измерения образцов с высокой матрицей.

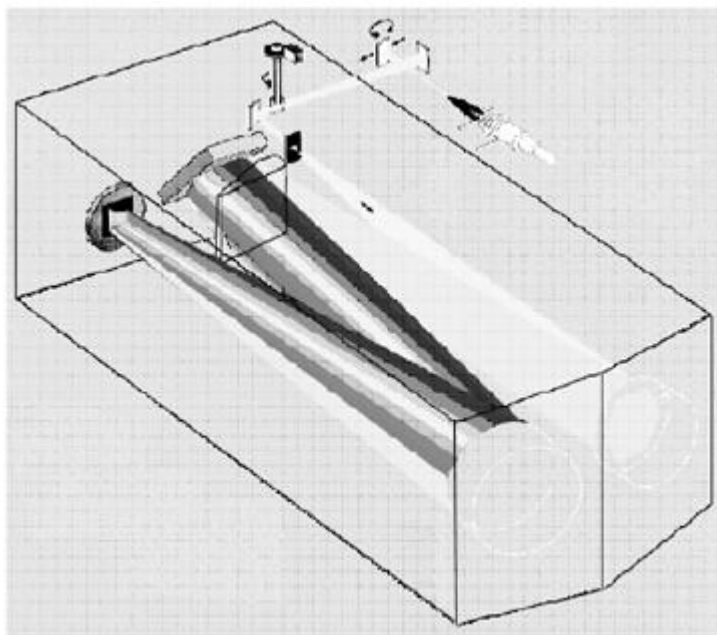


Рисунок 58 – Схема прохода спектральных лучей

2.5 Испытание на твёрдость

Метод Роквелла — твёрдость определяется по относительной глубине вдавливания металлического шарика или алмазного конуса в поверхность тестируемого материала. Твёрдость, определённая по этому методу, является безразмерной и обозначается HR, HRB, HRC и HRA; твёрдость вычисляется по формуле $HR = 100 (130) - kd$, где d — глубина вдавливания наконечника после снятия основной нагрузки, а k — коэффициент. Таким образом, максимальная твёрдость по Роквеллу по шкалам А и С составляет 100 единиц, а по шкале В — 130 единиц.

2.6 Испытание на стойкость к межкристаллитной коррозии

Это быстрый метод путем простого травления идентифицируют образцы определенных марок нержавеющей стали, которые практически не подвержены воздействию межкристаллического растрескивания, связанной с обеднением содержания хрома в межкристаллическом пространстве в связи с образованием химического соединения карбида хрома. Эти образцы будут иметь низкие скорости коррозии в определенных коррозионных испытаниях и, следовательно, могут быть определены как «приемлемые». Тест травления применим только к тем маркам сталей, которые указаны в НТД.

Межкристаллитная коррозия (МКК) — наиболее опасный вид электрохимического разрушения сплавов по причине того, что материал теряет свои прочностные свойства без заметного изменения внешнего вида. Этому виду коррозии подвержены: аустенитные хромоникелевые стали; высокохромистые стали, содержащие более 13 % хрома; аустенитные стали, легированные молибденом; нержавеющие стали, легированные молибденом и медью.

Хром является основным легирующим элементом, делающим сталь коррозионностойкой в окислительных средах. Это объясняется образованием на поверхности плотной пассивной плёнки типа Cr_2O_3 . Такая плёнка образуется при содержании *хрома* более 12,5 %. Именно при такой концентрации *хрома*

электрохимический потенциал стали скачкообразно повышается и становится положительным. Наилучшая стойкость против коррозии будет в том случае, когда весь хром в стали будет находиться в твёрдом растворе, а её структура будет однофазной. С этой точки зрения углерод в нержавеющей сталях является нежелательным элементом, т.к., связывая хром в карбиды, он тем самым обедняет твёрдый раствор хромом и понижает коррозионную стойкость. Кроме того, способствуя получению двухфазного состояния, он также может снизить коррозионную стойкость.

Таким образом, чем выше содержание хрома, тем выше коррозионная стойкость стали. В настоящее время нержавеющей стали выплавляют с содержанием хрома от 13 % до 28 %.

Ввиду того, что одним из нежелательных элементов, способствующим возникновению МКК, является углерод, следует понизить его концентрацию в сталях до очень малых количеств (менее 0,02 – 0,03 %). В этом случае вероятность образования карбидов хрома по границам зёрен снижается, хром остаётся в твёрдом растворе и, как следствие, сталь не подвергается МКК.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Аналитические исследования инцидентов за период 2011-2020гг

За продолжительный период эксплуатации немагнитных утяжелённых бурильных труб, собрано немалое количество информации по особенностям эксплуатации, сборки резьбовых соединений, возникаемым нештатным ситуациям. Детальная информация начала фиксироваться с 2011г., с момента увеличения использования НУБТ. С период с 2011г. по настоящий год, были введены трубы из различных марок сталей. На рисунке 59 показаны данные по вводу НУБТ в эксплуатацию начиная с 2011г.

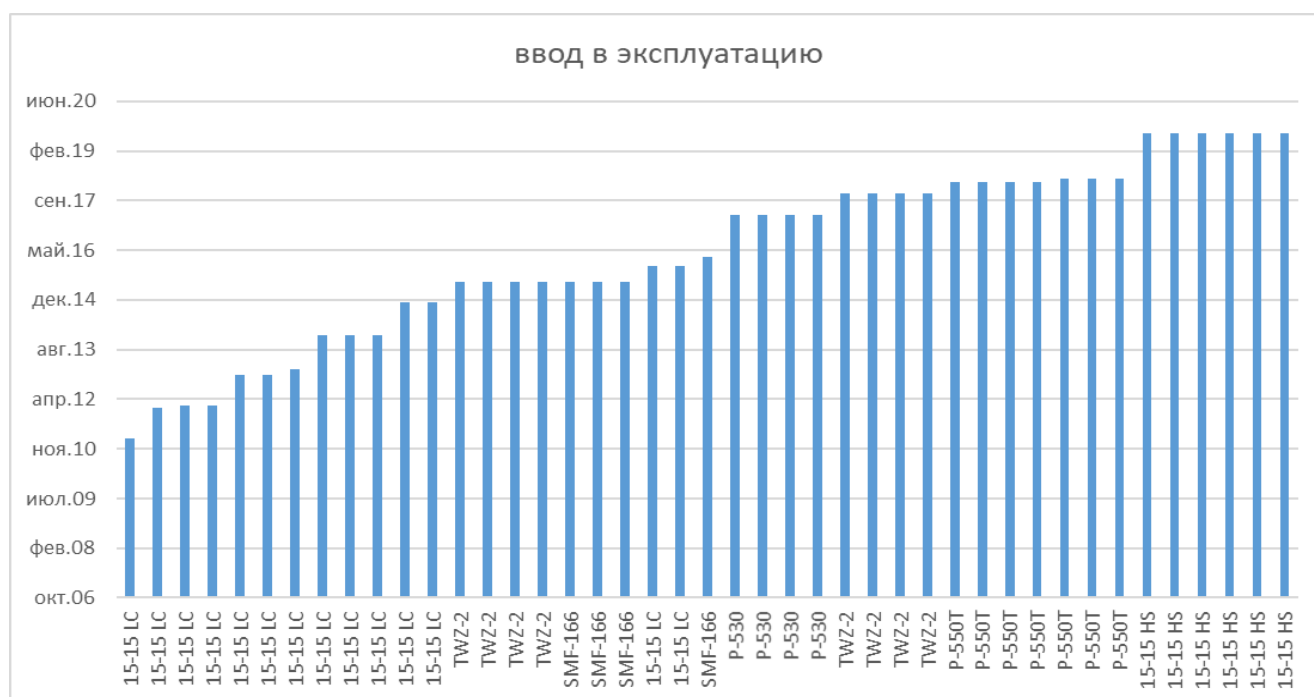


Рисунок 59 - Ввод НУБТ в експлуатацію в період 2011-2020гг.

За это период были приобретены и введены в эксплуатацию различные марки сталей. На рисунке 60 показано количество труб по различным маркам сталей

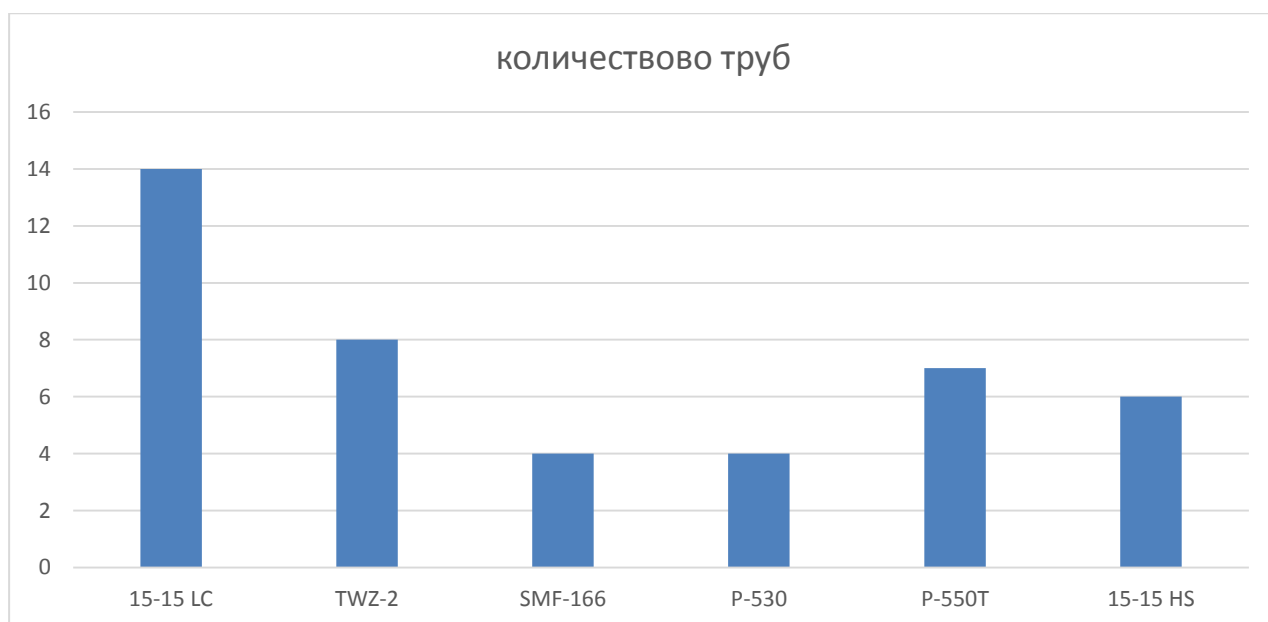


Рисунок 60 - Количество анализируемых труб по маркам сталей

Эксплуатация НУБТ ведётся с фиксацией количества часов наработки в форме записи в паспорте объекта эксплуатации и в электронном виде, для учёта количества наработки за определённый период эксплуатации, и суммарный с момента начала работы. На рисунке 61 – показаны данные по наработке в часах по каждой трубе из числа тех, которые были изучены за анализируемый период.



Рисунок 61 - Нарботка поэлементно с момента ввода в эксплуатацию

Проведенный анализ общей наработки НУБТ по маркам сталей показал (рисунок 62), что наибольшее суммарное количество часов наработки имеют трубы из стали 15-15 LC, которые по сей день находятся в рабочем состоянии

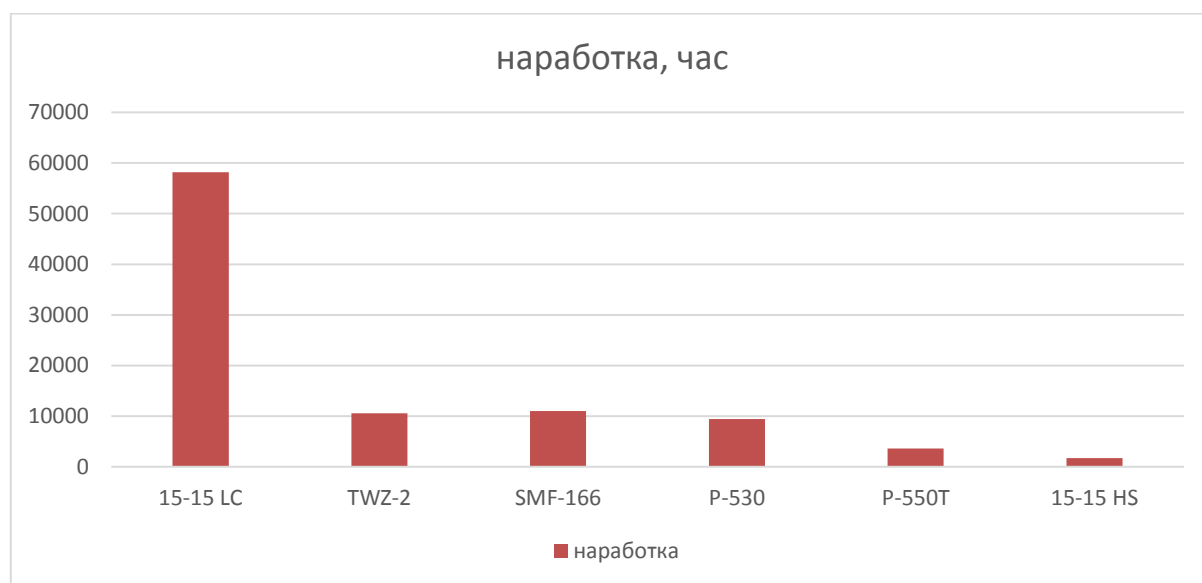


Рисунок 62 - Общая наработка по маркам сталей

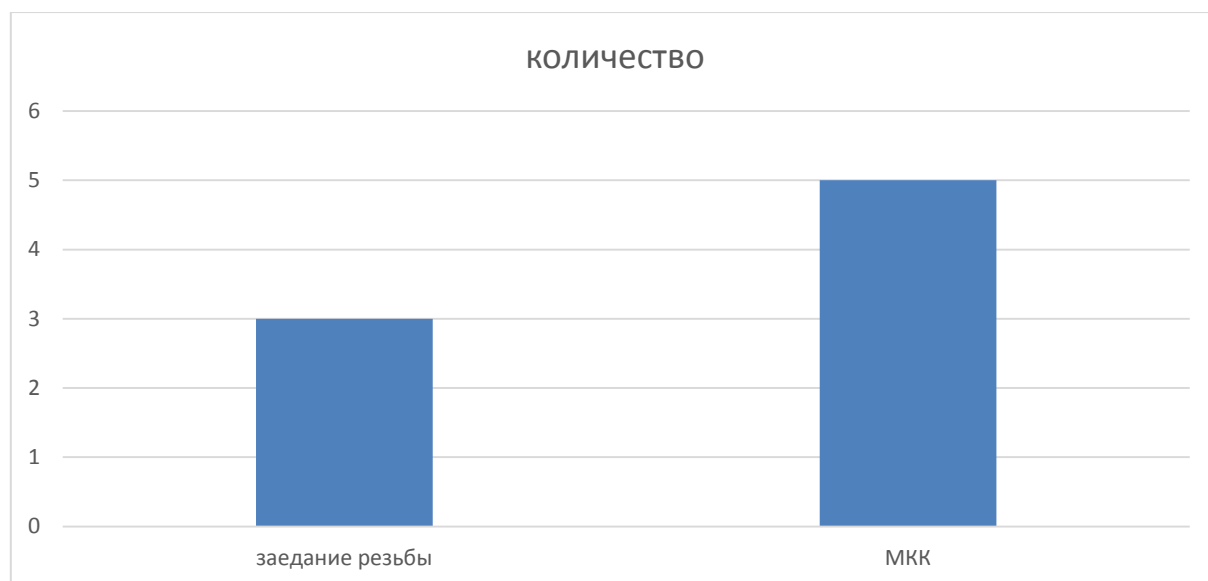


Рисунок 63 - Количество инцидентов, произошедших за анализируемый период

За период эксплуатации, начиная с 2011г, с НУБТ произошел ряд инцидентов (рисунок 63), основными видами которых являются либо заедание

резьб, либо межкристаллическая коррозия, что неизбежно приводило к нарушению сроков бурения или к отбраковке трубы. На рисунке 64 представлены значения по количеству случаев инцидентов с привязкой к трубе по марке стали.

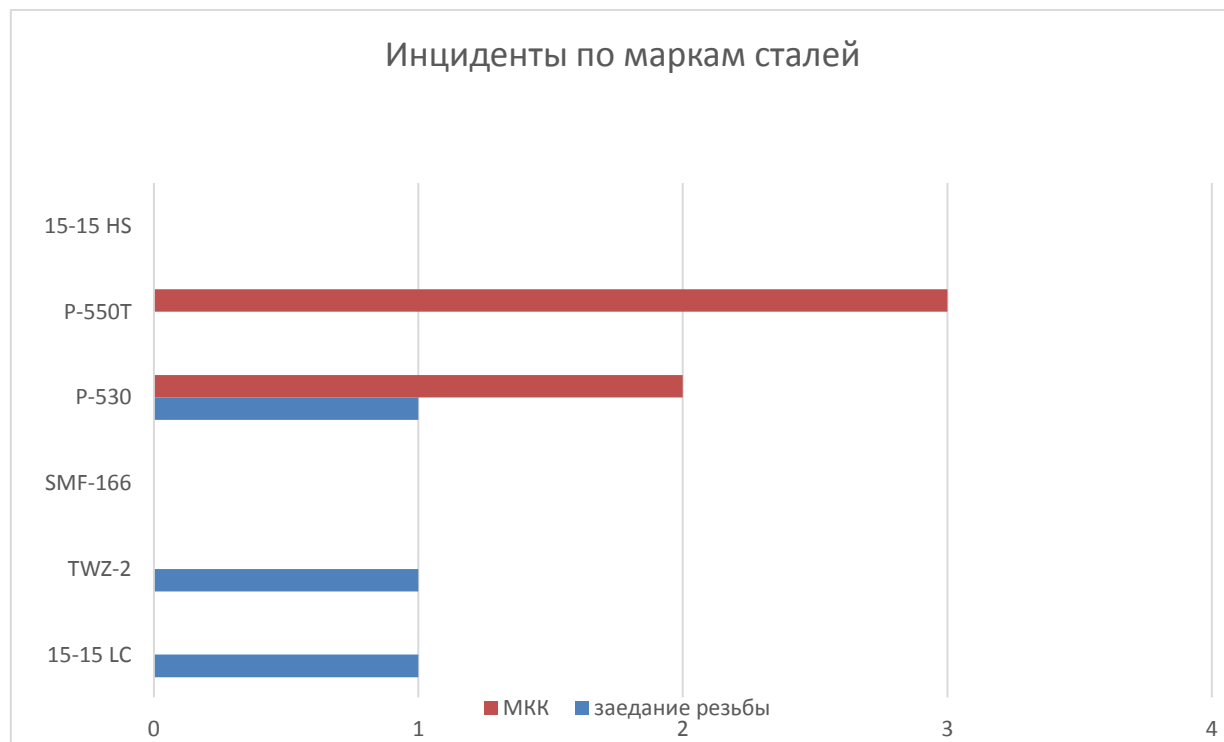


Рисунок 64 – количество инцидентов по маркам сталей

Согласно статистическим данным наилучшие эксплуатационные свойства демонстрирует сталь 15-15 LC, с которой произошел только один инцидент, связанный с заеданием резьбы при том, что общая наработка НУБТ из этой стали превышает наработку из всех остальных марок сталей вместе взятых. Худшие эксплуатационные свойства показали стали марок P-550T и P-530, с каждой из которых произошло по три инцидента, поэтому качество металла НУБТ именно и этих марок было исследовано ниже.

3.1 Химический анализ металла

Определение химического состава стали проводили с помощью спектрометра оптического эмиссионного.

Результаты анализа химического состава образца из марки стали P-550T приведены в таблице 4. В таблице указаны средние значения по результатам не

менее трех измерений на одном образце. Контроль точности выполнен по государственным стандартным образцам (ГСО): ЛГ39а, ЛГ35д, ЛГ63, ЛГ55.

Таблица 4 - Химический состав образца из марки стали Р-550Т

	Содержание элементов в вес. %								
	Fe	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni
Металл НУБТ	62,4	0,15	0,454	19,3	0,022	0,007	15,6	0,41	0,74
Погрешность по ГОСТ Р 54153-2010	-	±0,008	±0,03	±0,29	±0,003	±0,0024	±0,4	±0,03	±0,03
Требования НД	-	≤0,04	0,1-0,6	18-21,2	0,030	0,020	16-18,5	0,4-0,8	0,5-0,8

Согласно исследованию химического состава в металле бурильной трубы НУБТ обнаружено 4-х кратное превышение содержания углерода. Остальные элементы соответствуют требованиям Сертификата качества.

3.2 Испытание на растяжение.

Образцы из марки стали Р-530 и Р-550Т для испытания на растяжение были отобраны из НУБТ после работы.

Требования по нормативной документации:

предел текучести не менее 800 Н/мм²;

прочность на растяжение не менее 900Н/мм²;

относительное удлинение не менее 30%.

Образцы (Р-530) – Цилиндрический образец 150х32х8мм для испытания на растяжение

Минимальный предел текучести стали составил 875 МПа, при требовании Сертификата не менее 800 МПа

Прочность на растяжение стали составила 996 МПа, при требовании Сертификата не менее 900 МПа

Относительное удлинение стали составило 37%. при требовании Сертификата не менее 30%

Образцы (Р-550Т) – Цилиндрический образец 150х32х8мм для испытания на растяжение

Минимальный предел текучести стали составил 879 МПа, при требовании Сертификата не менее 800 МПа

Прочность на растяжение стали составила 992 МПа, при требовании Сертификата не менее 900 МПа

Относительное удлинение стали составило 37%. при требовании Сертификата не менее 30%

3.3 Испытание металла на ударную вязкость

Определение ударной вязкости КСУ проводили (согласно ГОСТ 9454-78) на образцах для испытания на удар, изготовленных из металла НУБТ (марка Р-530 и Р-550Т). Испытание проводили на автоматизированном копре JB-W300 с маятником, имеющим номинальную потенциальную энергию разрушения в 300 Дж. Температура проведения испытания 20°С.

Требования по Сертификату качества на данную НУБТ: Работа ударной вязкости по Шарпи не менее 100Дж

Таблица 5 – Значения ударной вязкости НУБТ

Марка стали	Работа удара, Дж (кгс*м)	Ударная вязкость КСУ, Дж/см ²
Р-530	231	288
	206	253
	186	235
Р-550Т	244	295
	237	287
	246	298

Согласно ударным испытаниям значения ударной вязкости КСУ образцов, испытанных при 20°С, удовлетворяют требованиям нормативных документов.

Все ударные изломы мелкозернистые, пор и других дефектов металла на поверхности изломов не обнаружено.

3.4 Определение твердости

Определение твёрдости образцов НУБТ (марка Р-530 и Р-550Т) проводилось на твердомере ТН300 по шкале HRC. Требования по сертификату качества составило 30HRC.

Таблица 6 – Измерение твердости образцов НУБТ Р550-Т

Марка стали Р-530	Значение твердости HRC
Результаты	34,6/34,3/34/34,2/33,8
Среднее значение	34,18
Марка стали Р-550Т	Значение твердости HRC
Результаты	34,2/34,9/34/34,6/33,4
Среднее значение	34,22

Твердость труб обеих марок соответствует требованиям нормативной документации.

3.5 Испытание на межкристаллитную коррозию

Как было показано выше в разделе 3.1, содержание углерода в составе сплава в разы превышает данные, указанные в сертификате качества. Поэтому для марки стали Р-550Т было необходимо провести анализ связи между химическим составом и микроструктурой металла

Программа исследований включала проведение следующих мероприятий:

- изучение нормативной документации;
- внешний осмотр фрагмента бурильной трубы;
- фрактографический анализ;
- определение химического состава металла;

- анализ микроструктуры металла.

Изучение нормативных документов:

- Сертификат качества на металл;
- Паспорт объекта.

Бурильная труба НУБТ (марка стали Р-550Т) была выпущена 11 апреля 2018 года. 25.07.2018 года после наработки 218 часов ультразвуковым методом с помощью прибора УДЗ-307ВД прямым ПЭП с частотой 5 МГц на НУБТ- были обнаружены дефекты в виде условных трещин на глубине 64-65 мм от малого основания конуса, наличие которых в дальнейшем было подтверждено капиллярным методом на внутренней поверхности трубы.

Визуальный осмотр фрагмента немагнитной утяжеленной бурильной трубы НУБТ подтверждает наличие трещин, исходящих от внутренней поверхности трубы (на рисунке 57 отмечено стрелками).

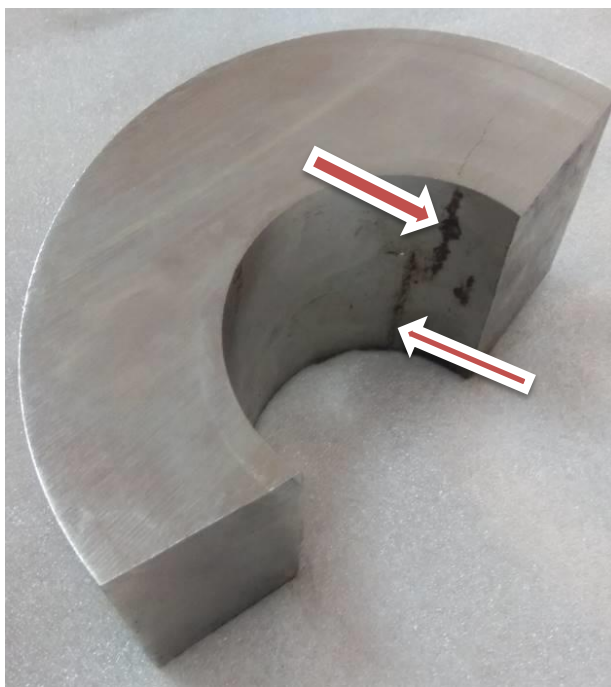
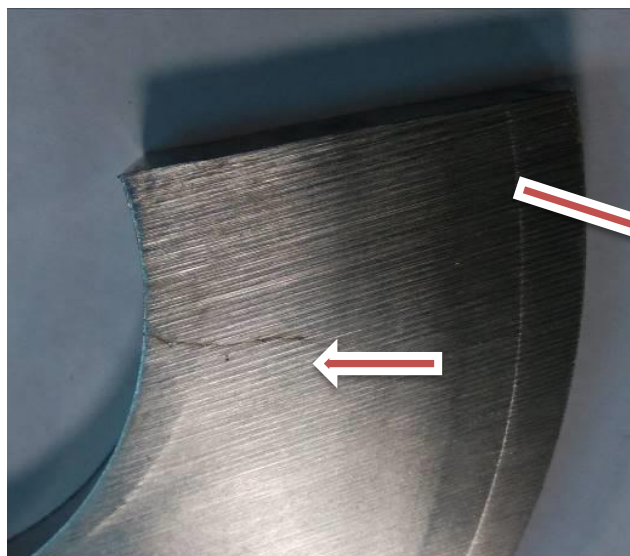
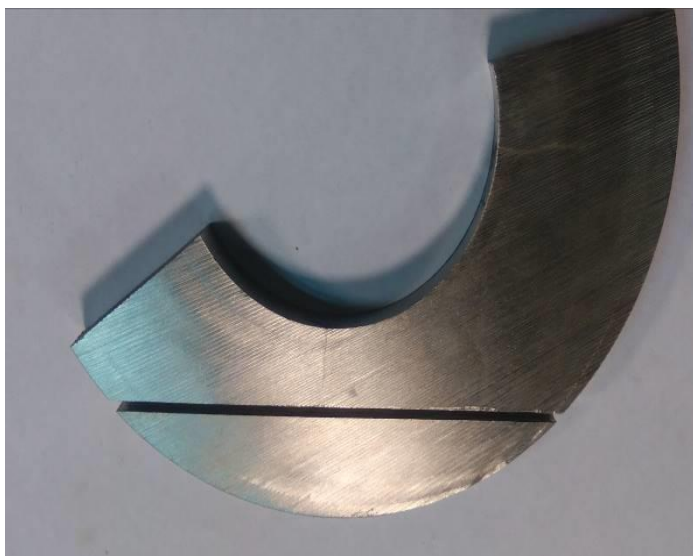


Рисунок 65 – Фрагмент бурильной трубы НУБТ- Р-550Т (стрелками показаны трещины)

Фрактографический анализ

Фрактографический анализ заключался в изучении рельефа поверхности берегов трещин. Для этого от фрагмента бурильной трубы НУБТ был отрезан

полудиск с видимыми трещинами (на рис. 66а и б показаны стрелками), одна из которых затем была полностью вскрыта путем искусственного долома (рис 66в).



а)



б)

в)

г)

Рисунок 66 – Вскрытие берегов трещины бурильной трубы для фрактографических исследований: а, б – трещины; в – долом трещины; г – вид излома

На поверхности берегов трещины присутствуют следы коррозии, при этом нет никаких признаков усталостного разрушения (рис. 66г).

Анализ микроструктуры металла бурильных труб

Для исследования микроструктуры применяли сканирующий электронный микроскоп SIGMA ZEISS. Исследование проводили на полированных шлифах, как без травления, так и после травления с помощью травителя для нержавеющей сталей следующего состава:

5 г FeCl_3 + 50 мл HCl + 100 мл H_2O .

Исследовали следующие шлифы:

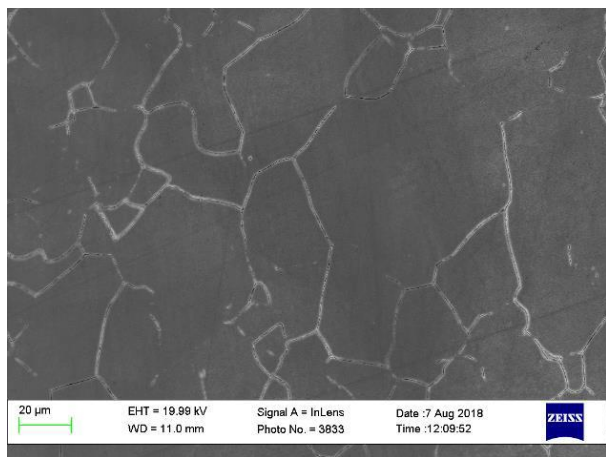
НУБТ полированный шлиф без травления;

НУБТ полированный шлиф после травления.

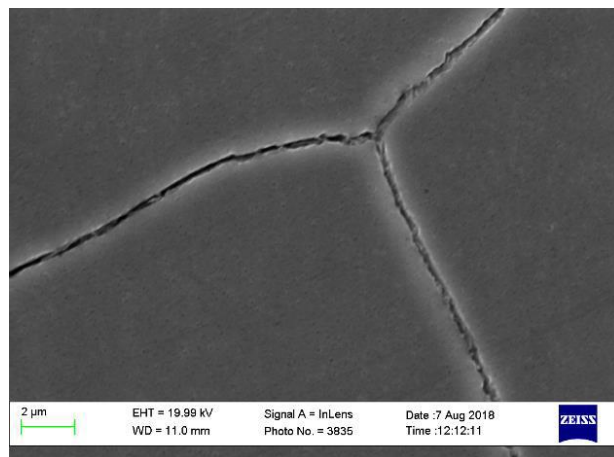
Визуализация поверхности травленого шлифа условно плохой стали НУБТ показала, что на поверхности шлифа отчетливо выделяются границы зерен (рис. 67а). Однако при детальном анализе морфологии границ зерен на больших увеличениях (рис. 67б-г) получилось, что даже при незначительном травлении (~ 3 секунд) границы зерен оказываются полностью растравлены, в то время как тело зерна покрывается лишь незначительными следами травления (см. рис. 67г). Это может свидетельствовать о существенном различии в свойствах материала границ и тела зерна.

Визуализация поверхности полированного шлифа без травления условно плохой стали НУБТ показала, что структура поверхности весьма однородна и содержит следы неметаллических включений. Однако детектирование поверхности в режиме InLens (рисунок 67а, в) выявило следы финишной протирки образца этиловым спиртом, но не в виде капелек, упорядоченных вдоль строчек, а в виде кластеров этих капель, сосредоточенных по границам зерна (рисунок 67а), что свидетельствует о более сильном смачивании границ зерен.

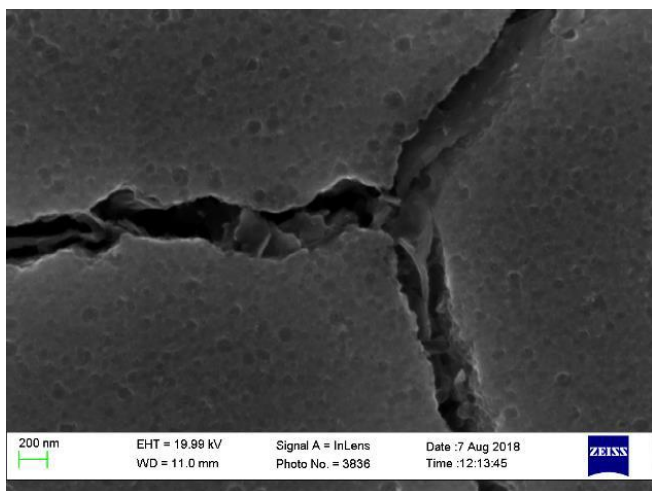
Существенно различная смачиваемость материала тела и границы зерна у стали НУБТ может свидетельствовать о существенно разных коррозионных свойствах тела и границы зерна, а приведенные выявленные факты говорят в пользу возможности развития межкристаллитной коррозии в образце стали НУБТ- Р-550Т.



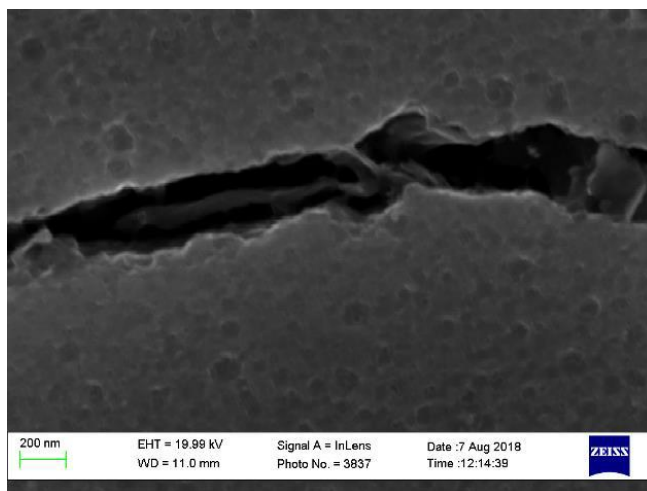
а)



б)

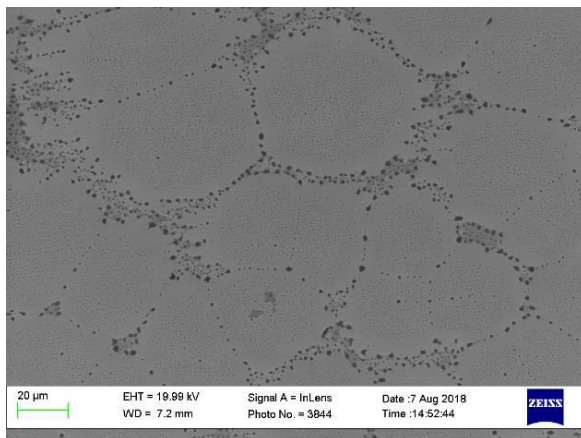


в)

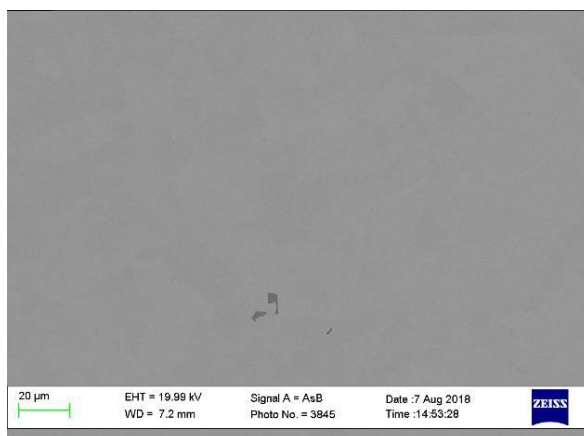


г)

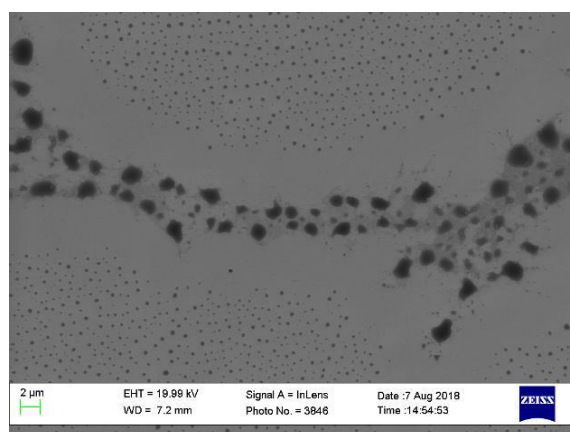
Рисунок 67 – Микроструктура условно плохой стали НУБТ Р-550Т на травленных шлифах при разных увеличениях



а)



б)



в)

Рисунок 68 – Микроструктура условно плохой стали НУБТ- Р-550Т, нетравленный шлиф: а – детектор InLens, увеличение 500х; б – детектор AsB, увеличение 500х; в – детектор InLens, увеличение 2000х

На основании исследования определили, что металл немагнитной утяжеленной бурильной трубы **НУБТ Р-550Т обладает** чрезвычайно высокой склонностью к межкристаллитной коррозии.

3.6 Исследование причины заедания резьбы

Как следует из статистического анализа, представленного в начале раздела 3, заедание резьб (рис. 69 а и б) является второй по частоте проявления причиной инцидентов с НУБД и свойственно разным маркам сталей. Судя по актам расследований, это, как правило, происходило с отремонтированными резьбами, которые ни разу не свинчивались.



Рисунок 69 – Результат нарушения целостности геометрии резьбы при заедании

Заедание резьбы наблюдается в процессе свинчивания - развинчивания резьбового соединения. На боковых поверхностях витков образуются участки схватывания металла, прочность которых выше прочности тела витка, что приводит к пластической деформации резьбы при свинчивании - развинчивании. В основном деформация наблюдается по длинной стороне профиля витка, что объясняется значительным удельным давлением, которое передается длинной стороне в начальный период свинчиванием.

Для предотвращения заедания резьбы следует использовать специальную смазку для бурильных замков, содержащую металлические компоненты; при свинчивании резьбовых соединений прилагать крутящий момент надлежащей величины; для труб с новыми замками первые два свинчивания производить вручную (круговым ключом) с последующей затяжкой машинным ключом.

После начала применения антифрикционного покрытия на основе дисульфида молибдена и графита с титанатовым связующим, отверждаемое при нормальной температуре, инцидентов с заеданием резьбы не было (Рисунок 70)

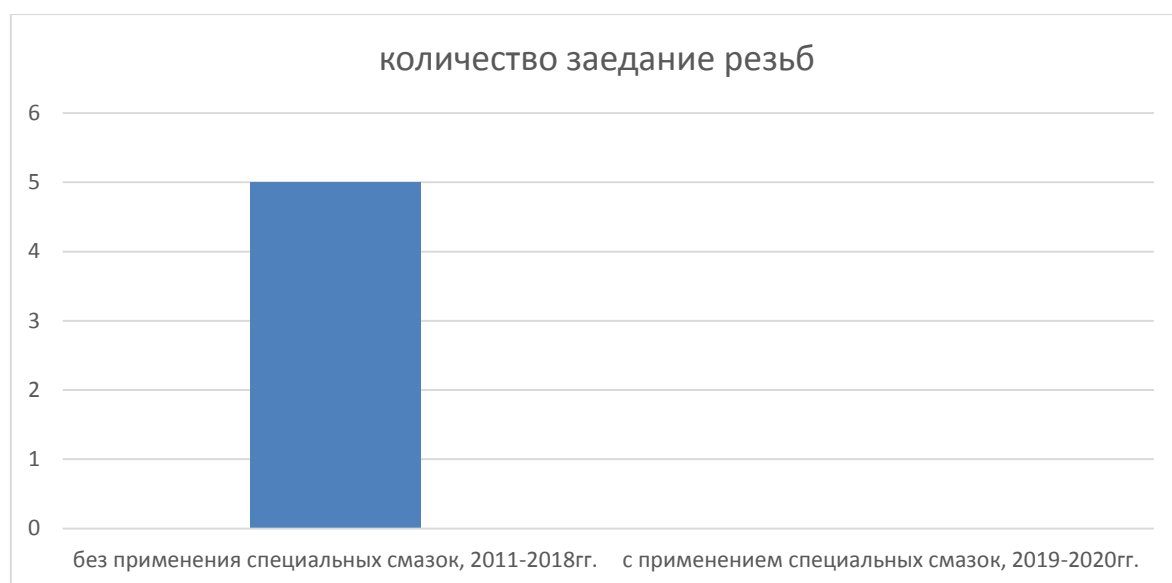


Рисунок 70 – Количество заедания резьб до и после применения специальных смазок.

Заключение

1. Определение химического состава всех труб, подверженных МКК, выявило отклонение по содержанию углерода
2. Механические свойства материала НУБТ соответствуют требованиям сертификата качества на данную продукцию
3. Значения ударной вязкости КСУ, удовлетворяют требованиям нормативных документов.
4. НУБТ Р-550Т обладает чрезвычайно высокой склонностью к межкристаллитной коррозии
5. Заедание резьб происходит на разных марках сталей

Выводы

Исходя из результатов исследований можно сделать вывод что резкое снижение ресурса НУБТ Р-550Т, работающий в агрессивной среде бурового раствора, происходит из-за низкого содержания хрома и молибдена, и одновременно высокого содержания углерода. Данная комбинация способствует образованию точечной коррозии, которая в свою очередь является концентратором напряжения.

Для исключения заедания резьбовых соединений НУБТ следует применять дробеструйную обработку, способствующую созданию остаточных сжимающих напряжений в резьбовых соединениях. Данная операция увеличивает сопротивление усталостному разрушению и повышает ресурс при скручивании и раскручивании НУБТ

Для дополнительной защиты резьбовых соединений следует использовать смазки на основе диоксида молибдена. Данные смазки увеличили ресурс резьбовых соединений

На основе анализа совокупности всех проведенных исследований можно сделать следующее заключение: металл немагнитной утяжеленной буровой трубы НУБТ Р-550Т обладает чрезвычайно высокой склонностью к

межкристаллитной коррозии, что связано с дефектным строением границ зерен, наиболее вероятной причиной чего является повышенное содержание углерода.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Murakami, Y. and Endo, T., “Effect of small defects on the fatigue strength of metals,” *Int. J. Fatigue* 2, 23–30, (1980).
2. Murakami, Y. and Endo, M., “Effect of hardness and crack geometries on DKth of small cracks emanating from small defects,” In: *The Behavior of Short Fatigue Cracks*, (K.J. Miller and E.R. de Los Rios), MEP, London, 275–293, (1986).
3. Setsuo Takaki, Junaidi Syarif and Toshihiro Tsuchiyama, *Effect of Grain Refinement on Thermal Stability of Metastable Austenitic Steel*, (2004).
4. Murakami, Y., *Metal Fatigue: Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions*, Yokendo Ltd, Tokyo, 1993.
5. Kitagawa, H. and Takahashi, S., “Applicability of fracture mechanics to very small cracks or the cracks in the early stage,” *Proc. 2nd Int. Conf. Mech. Behavior Mater—ICM2*, Boston, 627–631, (1976).
6. Murakami, Y., “Analysis of Stress Intensity Factors of modes I, II and III for inclined surface cracks of arbitrary shape,” *Fract. Mech.* 22, 101–114, (1985).
7. Miller, K.J., “The short crack problem,” *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.* 5, 223–232, (1982).
8. Toryiama, T. and Murakami, Y., “The area parameter model for evaluation of effects of various artificial defects and mutual interaction of small defects at the fatigue limit,” *J. Soc. Mater. Sci. Japan* 42, 1160–1166, (1993).
9. N. Tsuchida,^b D. Terada,^c N. Tsuji,^c Y. Tanaka, A. Takemuraa and K. Kunishigea, “Tensile properties and twinning behavior of high manganese austenitic steel with fine-grained structure”, 26 June 2008

10. Murakami, Y., Kodama, S., and Konuma, S., “Quantitative evaluation of effects of non-metallic inclusions on fatigue strength of high strength steels I: basic fatigue mechanism and evaluation of correlation between the fatigue fracture stress and the size and location of non-metallic inclusions,” *Int. J. Fatigue* 11(5), 291–298, (1989).
11. Duckworth, W.E. and Ineson, E., “The effects of externally introduced alumina particles on the fatigue life of En24 steel,” *Clean Steel, Iron Steel Inst. Spec. Rep.* 77, 87–103, (1963).
12. Murakami, Y. and Usuki, H., “Quantitative evaluation of effects of non-metallic inclusions on fatigue strength of high strength steels II: fatigue limit evaluation based on statistics for extreme value of inclusion size,” *Int. J. Fatigue* 11(5), 299–307, (1989).
13. Murakami, Y., Torigai, T., and Coudert, E.M., “Instructions for a new method of inclusion rating and correlation with the fatigue limit,” *J. Testing. Eval.* 22, 318–326, (1994).
14. Emin Bayraktar, Fazal A. Khalid, Christophe Levaillant, *Deformation and fracture behaviour of high manganese austenitic steel*, (2003)
15. Gumbel E.J., *Statistics of Extremes*, Columbia , New York, 1957.
16. Murakami, Y., *Basic Mechanisms in Fatigue of Metals*, Materials Science (P. Lukàs and J. Polaàk Eds.), Elsevier, New York, 343–350, 1988.
17. Murakami, Y., “Effect of small defects and nonmetallic inclusions on the fatigue strength of metals,” *JSME Int. J., Ser. A* 32, 167–180, (1989).
18. Murakami, Y., “Effects of nonmetallic inclusions on the fatigue strength of metals,” In: *Micromechanics and Inhomogeneity*, The Toshio Mura 65th Anniversary Volume (G. J. Weng, M. Taya and H. Abe, Eds.), Springer-Verlag, New York, 283–295, (1990).
19. Murakami, Y., “Effects of nonmetallic inclusions of the fatigue of high strength steels: historical overview and new quantitative evaluation,” *Impact of Improved Material Quality on Properties, Product Performance, and Design*, MD. 28, ASME, 89–103, (1991).

20. Kobayashi, M., Murakami, Y., Makino, T., Toriyama, T., Kurihara, Y., and Ebara, R., "Fatigue strength prediction of automobile suspension spring steels: explicit analysis of nonmetallic inclusions, shoot peening, decarburized layer, surface roughness and corrosion pits," *ibid.*, 171–183, (1991).
21. Natsume, Y., Miyakawa, S., Vemura, Y., and Murakami, Y., "Prediction of fatigue strength of high-speed steel based on estimation of the maximum size of inclusions," *Proc. Int. Conf. Fatigue 90*, (H. Kitagawa and T. Tanaka Eds.), Honolulu, 1, 349–354, (1990).
22. Murakami, Y., "Effects of small defects, small cracks and nonmetallic inclusions on fatigue strength of high strength steels," *Proc. Int. Conf. Fatigue 90*, In: (H. Kitagawa and T. Tanaka Eds.), Honolulu, 1, 377–382, (1990).
23. Endo, M., "Effects of graphite shape, size and distribution on the fatigue strength of spheroidal graphite cast irons," *J. Soc. Mater. Sci. Japan* 38(433), 1139–1144, (1989).
24. Sakai, T., Kogo, S., and Suzuki, M., "Statistical fatigue properties of nodular cast iron in rotating bending," *J. Soc. Japan* 38(434), 1268–1274, (1989).
25. Endo, M., "Fatigue thresholds for small cracks in spheroidal graphite cast iron," *Proc. Int. Conf. 'Fatigue 90'*, (H. Kitagawa and T. Tanaka Eds.), Honolulu, 3, 1357–1362, (1990).
26. Doi, S., Harada, S., Mitsunaga, K., Yano, M., and Yasuda, H., "Fatigue behavior of spheroidal graphite ductile iron," *Proc. JSME Meeting*, (900-86), 613–615, (1990).
27. Endo, M., "Fatigue strength prediction of nodular cast iron containing small defects," *Impact of Improved Material Quality on Properties, Product Performance, and Design*, MD 28, ASME, 125–137, (1991).
28. Sugiyama, Y., Asami, K., and Matsuoka, S., "The quantitative evaluation method on fatigue limit of materials with defects by using ductile cast iron and its application to the fatigue limit improvement," *Proc. 69th JSME Spring Ann. Meeting A(920-17)*, 476–478, (1992).

29. Endo, M., “Fatigue strength prediction of spheroidal graphite cast irons based on the root-area parameter model,” *ibid.* 479–481, (1992).
30. Kato, Y. and Hasegawa, N., “Fatigue limits and thresholds in fatigue cracks growth of a spheroidal cast iron FCD450,” *ibid.* 494–496, (1992).
31. Beretta, S., Blarasin, A., Endo, M., Giunti, T., and Murakami, Y., “Defect tolerant design of automotive components,” *Int. J. Fatigue* 19, 319–333, (1997).
32. Kobayashi, M. and Matsui, T., “Prediction of fatigue strength of aluminum casting alloys by the Harea parameter model,” *Trans. JSME, ser. A* 62(594), 341–346, (1996).
33. Murakami, Y., Ikeda, H., and Toriyama, T., “Quantitative evaluation of effects of inhomogeneity phases on the fatigue strength of Al-Si new alloys,” *Proc. Int. Conf. Mech. Behavior Mater.—ICM6, Kyoto (Japan)*, 433–438, (1991).
34. Natsume, Y., Muramatsu, T., and Miyamoto, T., “Effect of carbide crack on fatigue strength of alloy-tool steel under cold working,” *Proc. JSME Meeting (900-86)* 323–325, (1990).
35. Beretta, S. and Murakami, Y., “Statistical analysis of defects for fatigue strength prediction and quality control of materials,” *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.* 21, 1049–1065, (1998).
36. Uemura, Y. and Murakami, Y., “A numerical simulation of evaluating the maximum size of inclusions to examine the validity of the metallographic determination of the maximum size of inclusions,” *Trans. JSME*, 162–167, (1990).
37. M J Knight¹, F P Brennan, and W D Dover, “Land Systems Department, Defence Science and Technology Laboratory (DSTL), Sevenoaks, Kent”, UK, (2004).
38. Department of Mechanical Engineering, University College London, London, UK
- 39 Beretta, S. and Matteazzi, S., “Short cracks propagation in eutectoid steel wires,” *Int. J. Fatigue* 18, 451–456, (1996).

40 Beretta, S. and Boniardi, M., “Fatigue strength and surface quality of high strength eutectoid steel wires,” *Int. J. Fatigue* 21, 329–335, (1999).

41 Gladman, T., “Developments in inclusion control and their effects on steel properties,” *Ironmaking and Steelmaking* 19(6), 457–463, (1992).