



Тольятти 2019  
СОДЕРЖАНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	3
1 АНАЛИТИЧЕСКИЙ ОБЗОР.....	4
2 МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ .....	70
2.1 Исследуемый материал.....	70
2.2 Механические испытания конструкционных материалов .....	70
2.2.1 Испытания на растяжение .....	71
2.3 Испытание на удар .....	73
2.3.1 Типы ударных испытаний .....	73
2.4 Фрактографический анализ.....	75
2.5 Оптическая эмиссионная спектроскопия .....	76
3. РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ.....	81
3.1 Исследование заготовки 39780.4 .....	81
3.2 Исследование заготовки 39780.4 .....	84
3.3 Исследование трещины преобразователя №4480 .....	89
3.3.1 Внешний осмотр поступивших частей разрушенной рамы .....	89
3.3.2 Раскрой металла на образцы .....	89
3.3.3 Макроанализ .....	91
3.3.4 Макрофрактографический анализ .....	93
3.3.5 Химический анализ металла .....	94
3.3.6 Испытание на растяжение .....	95
3.3.7 Испытание металла на ударную вязкость .....	96
3.3.8 Измерение твердости образца металла преобразователя .....	99

ЗАКЛЮЧЕНИЕ .....	100
СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ .....	102

## ВВЕДЕНИЕ

Актуальность работы: Обзор многочисленных исследований в области современных материалов показывает, что в последнее время значительно увеличится потребность в материалах, включая стали, которые должны обладать набором конкретных, часто взаимоисключающих механических свойств: высокая прочность, пластичность, ударную вязкость и сопротивление хрупкому разрушению. Что очень важно для ответственных и высоко нагруженных деталей, таких как элементы, буровых колон.

Анализ литературных данных показывает, что в настоящее время используется большое множество различных марок сталей в изготовлении переводников бурильных колон.

Однако, не смотря на обширные знания в данной области их, в некоторых случаях, бывает недостаточно.

После термообработки стали марки 40ХН2МА выявляются трещины, которых на этапе сырья не были выявлены. Так же происходят случаи преждевременного выхода из строя готовой продукции из этой марки стали.

Цель: Выявить причины образования трещин в заготовках и переводников после их термообработки и их образование трещин в готовой продукции в процессе ее эксплуатации.

Задачи данной работы:

1. Обосновать проблему исследования
2. Провести испытания по соответствию химического состава стали переводников разных плавок с одной маркой стали
3. Провести механические испытания на растяжение и ударную вязкость переводников

Исследовать макро и микроструктуру данных переводников

# 1 АНАЛИТИЧЕСКИЙ ОБЗОР

Анализ последних исследований и публикаций.

В работах [1,2] предложено получить хорошие механические свойства для стальных микронеоднородностей многофазной структуры, состоящей из мартенсита, бейнита, феррита, карбидов, карбонитридов, метастабильного остаточного аустенита, а также их различных комбинаций. Могут быть структуры, включая все компоненты, но только некоторые из них. Во время нагрева и старения в МКИТ наряду с ферритом и карбидами, присутствующими в аустените. Однако у него есть химические микронеоднородности, так как на его границе с карбидом концентрация углерода значительно выше, чем на границе с ферритом. Это позволяет получить после термообработки микронеоднородную дисперсную многофазную структуру. Широко распространенное промышленное применение в настоящее время обнаруживает только упрочнение низкоуглеродистых сталей МКИТ, используемых для глубокой вытяжки [3]. В работе [4] показана возможность нормализации при нагревании в специально разработанных конструкционных сталях МКИТ. Известные исследования по изотермическому закалке среднеуглеродистой стали МКИТ 37ГС [5] и низкоуглеродистых сталей, легированных марганцем и кремнием [6,7], что позволяет получить хорошее сочетание механических свойств. В работе [8] показана возможность получения структуры бейнитно-аустенитной структуры в сталях с различной химической композицией термической обработки с нагревом и старением МКИТ, переохлаждение до температур бейнитной трансформации и регулируемой выдержкой по ним. На сегодняшний день термическая обработка с нагревом в среднеуглеродистых сталях МКИТ до сих пор плохо изучена. В [8-10] приведены данные только

для нескольких марок таких сталей. На практике термообработка среднеуглеродистых сталей улучшается, обычно применяется закалка из аустенитной области  $Ac_3+(30-50\text{ }^\circ\text{C})$  и последующий высокий отпуск.

Цель этой статьи - изучить влияние на структуру и механические свойства сталей 40ХН и 40ХН2МА, широко используемых в промышленности, упрочнение МКИТ с последующими высокими отпуском. Результаты сравнивались с результатами после стандартной термообработки, включая закалку из области аустенита и отпуск при той же температуре и после закалки.

Презентация основного материала.

Химический состав и критические точки стали 40ХН и 40ХН2МА приведены в таблице 1

Марка стали	С	Si	Mn	Содержание легирующих элементов, %						Ac1	Ac3	Mn
				Mo	V	Cr	Ni	P	S	°C		
40ХН	0,40	0,2	0,7	-	-	0,6	1,2	≤0,035	≤0,035	735	768	305
40ХН2МА	0,40	0,2	0,7	0,2	-	0,8	1,4	≤0,025	≤0,025	730	774	320

Нагревание до разных температур проводилось в камерной электрической печи SNOL-16.2.5.1/11-12. Охлаждение после закалки проводили в масле.

Изотермическая закалка образцов после аустенизации, в том числе нагревание в МКИТ, переохлаждались в воде до заданной температуры в бейнитном диапазоне, которое затем выдерживается в течение заданного времени в печи и затем охлаждается на воздухе.

Проводили металлографические и дюрOMETрические исследования. Механические свойства растяжения определялись по ГОСТ 1497-84 и ударной вязкости по ГОСТ 9454-78.

Анализ полученных результатов. Влияние температуры нагрева в МКИТ (выдержка 60 мин) после закалки и отпуска (530 °С, 60 мин) на механические свойства сталей 40ХН и 40ХН2МА, показанных на рисунке 1.

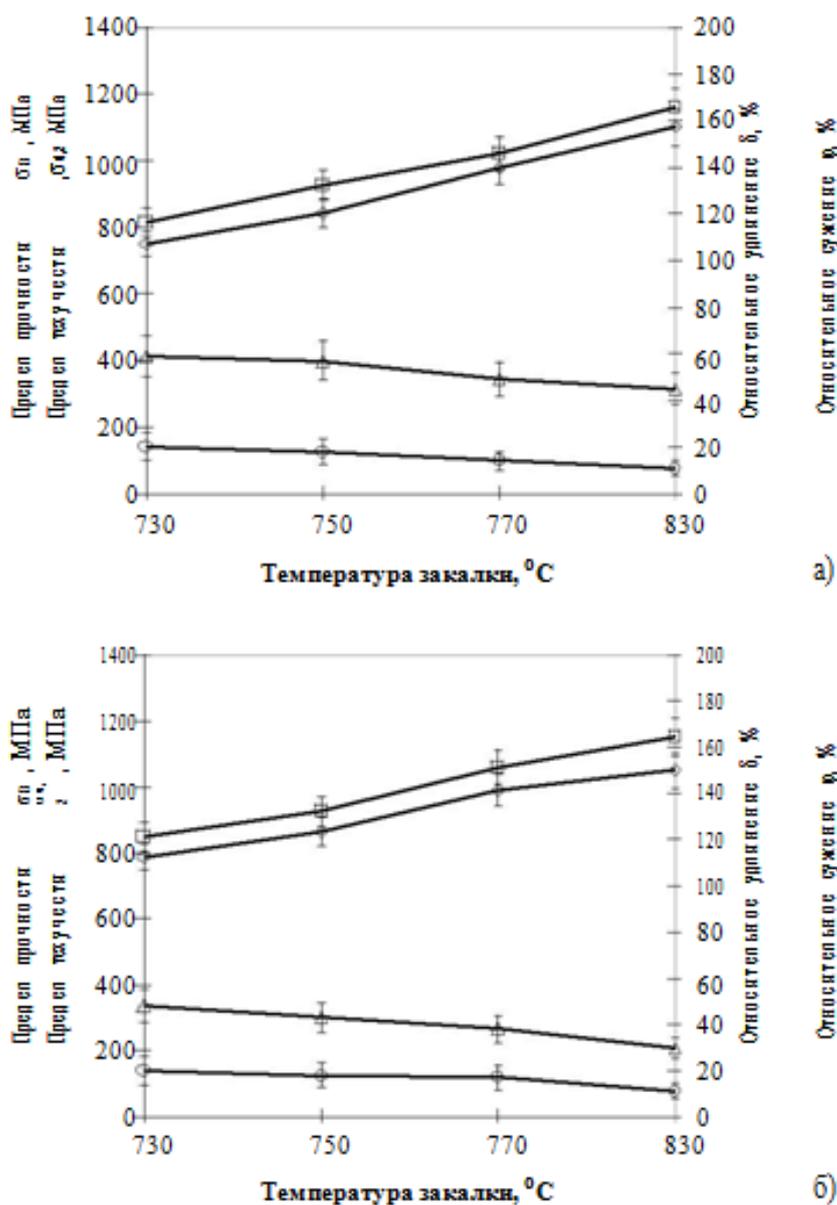
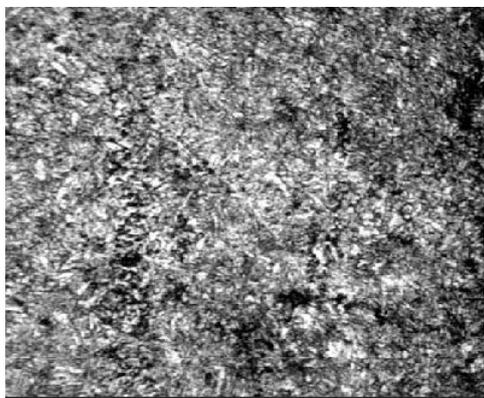


Рисунок 1 – Механические свойства сталей после закалки с различных температур и отпуска при 530°С, 60 мин.: а – сталь 40ХН; б – сталь 40ХН2МА

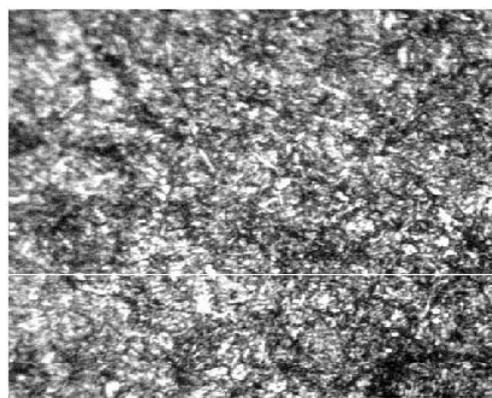
Они подразумевают, что увеличение температуры нагрева для закалки в МКИТ приводит в изученных сталях повышение прочности и снижение пластических свойств. Это связано с увеличением доли аустенита в структуре при нагревании, соответственно, мартенсита после закалки и сорбита отпуска

после высокого отпуска.

Закалка МКИТ с температурой 750-770 °С позволяет получить при несколько более низких прочностных свойствах, более высокую пластичность и ударную вязкость, чем после улучшения стандартного режима (закалка с 830°С до 530°С, 1ч.) (таблица 2). Это связано с тем, что наряду с сорбитом в структуре распределены равномерно распределенные части феррита, которых нет после улучшения по стандартному режиму (рисунок 2). Кроме того, феррит после старения в МКИТ имеет низкое содержание углерода, которое вследствие его перераспределения между  $\alpha$ - и  $\gamma$ -фазами обогащает последнее.



а)



б)

Рисунок 2 – Микроструктура стали 40ХН после различных режимов улучшения,  $\times 500 \times 1,4$ : а - нагрев 820°С, выдержка 20 мин., охлаждение в масле, отпуск 530°С, выдержка 60 мин; б - нагрев 750°С, выдержка 20 мин., охлаждение в масле, отпуск 530°С, выдержка 60 мин

Ожидается, что из-за снижения температуры высокого отпуска, прошедших после закалки МКИТ, вы можете увеличить прочностные характеристики, доведя их до уровня, полученного после улучшения стандартного режима, при сохранении желаемых характеристик пластичности и прочности. Для улучшения прочностных свойств, подходящих для упрочнения после воздействия МКИТ (770 °С, 60 мин). Перед охлаждением для проведения кратковременной аустенизации при

температуре (850 °С, 5 мин), а затем сделать отпуск на 530 °С. В результате происходит дополнительное очищение зерен [11].

Таблица 2- Механические свойства сталей 40ХН и 40ХН2МА после различных обработок

Сталь	Термическая обработка	Механические свойства			
		$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %
40ХН	Улучшение: нагрев( $t = 820$ °С, $\tau = 20$ мин), отпуск ( $t = 530$ °С, $\tau = 60$ мин)	1158	1100	11	45
	Улучшение с нагревом под закалку в МКИТ: нагрев( $t = 770$ °С, $\tau = 60$ мин), отпуск ( $t = 530$ °С, $\tau = 60$ мин)	1020	980	14	57
	Закалка из МКИТ нагрев( $t = 750$ °С, $\tau = 60$ мин), аустенинизация(нагрев $t = 850$ °С, $\tau = 20$ мин), отпуск ( $t = 530$ °С, $\tau = 60$ мин)	1142	1088	14	53
40ХН2МА	Улучшение: нагрев( $t = 830$ °С, $\tau = 20$ мин), отпуск ( $t = 530$ °С, $\tau = 60$ мин)	1170	1050	12	48
	Улучшение с нагревом под закалку в МКИТ: на- грев( $t = 770$ °С, $\tau = 60$ мин), отпуск ( $t = 530$ °С, $\tau=60$ мин.	925	810	14	55

	Закалка из МКИТ нагрев( $t = 770\text{ }^{\circ}\text{C}$ , $\tau = 60$ мин), аустенитизация(нагрев $t = 860\text{ }^{\circ}\text{C}$ , $\tau = 20$ мин), от- пуск ( $t = 530\text{ }^{\circ}\text{C}$ , $\tau = 60$ мин)	923	806	14	58
--	---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------	-----	-----	----	----

В этой работе мы исследовали влияние изотермического упрочнения с предварительным нагревом и выдержкой в исследованных сталях МКИТ на структуру и механические свойства (таблица 3). Для изученных сталей эта термическая обработка никогда не использовалась. Это раньше - в интересах изучения этого вопроса. Особенность изотермической закалки также заключалась в том, что в отличие от стандартных методов, как уже упоминалось, охлаждение после частичной аустенизации не проводилось в расплавленных солях и в воде до температуры изотермы, а выдержку проводили при выбранных температурах в печь [12].

Таблица - 3 Механические свойства сталей 40ХН и 40ХН2МА после изотермической закалки из МКИТ

Сталь	Термическая обработка	Механические свойства			
		$\sigma_B$ ,	$\sigma_{0,2}$ ,	$\delta$ ,	$\psi$ ,
40ХН	Изотермическая закалка: нагрев ( $t = 820\text{ }^{\circ}\text{C}$ , $\tau = 60$ мин), перенос ( $t = 350\text{ }^{\circ}\text{C}$ , $\tau = 60$ мин)	1113	1029	14	53
	Изотермическая закалка: нагрев ( $t = 770\text{ }^{\circ}\text{C}$ , $\tau = 60$ мин), перенос ( $t = 350\text{ }^{\circ}\text{C}$ , $\tau = 60$ мин)	941	887	16	56
	Изотермическая закалка: нагрев( $t = 830\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,	1180	1020	11	40

40ХН2МА	$\tau = 20$ мин), перенос ( $t = 350$ °С, $\tau = 60$ мин)				
	Изотермическая закалка: нагрев( $t = 770$ °С, $\tau = 60$ мин), перенос ( $t = 350$ °С, $\tau = 60$ мин)	1011	901	19	58

Повышенные уровни пластичности после итерационного экономического упрочнения МКИТ объясняются получением в структуре нижнего бейнита, феррита и остаточного аустенита (рисунок 3) и превращением его в деформацию Мартенсита [13].

Изотермическая закалка при нагревании в МКИТ, применена в этой статье, более экономично, чем улучшение, поскольку температура нагрева ниже, чем традиционный отпуск, и не требует длительного высокого отпуска, что связано с дополнительными расходами на энергию. То есть можно получить значения вблизи уровня прочностных свойств, большей пластичности (особенно относительного удлинения), чем после улучшения. Преимущества применяемого метода изотермической закалки также устраняют использование солей, обычно используемых в промышленности и не загрязняющих окружающую среду.

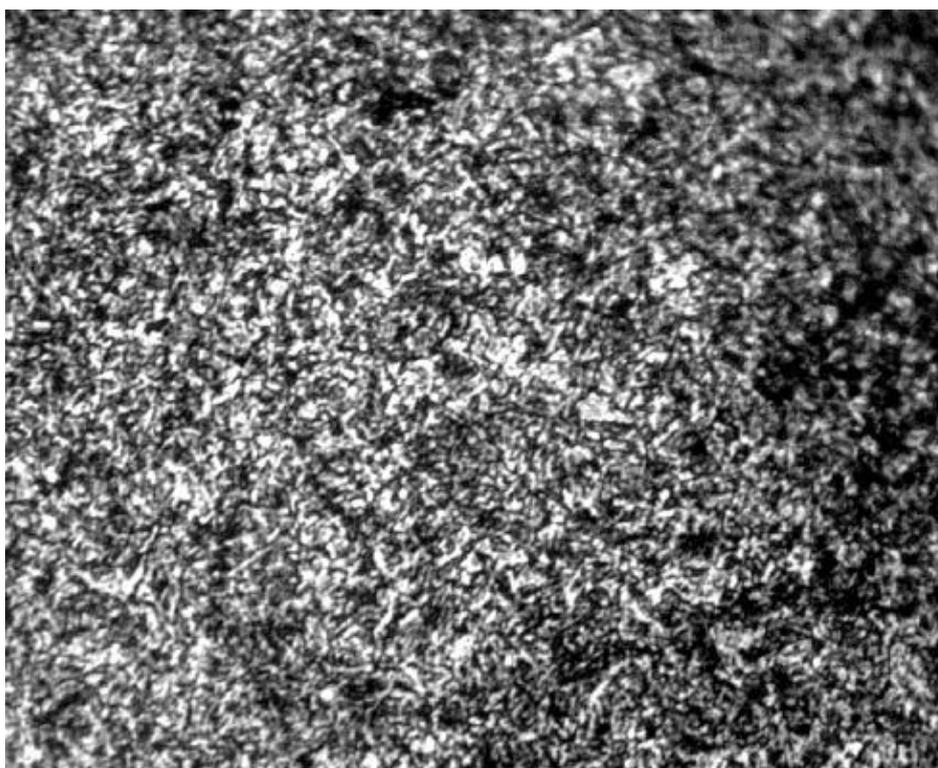


Рисунок 3 - Микроструктура стали 40ХНМА после изотермической закалки: нагрев ( $t=770^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau=60\text{мин}$ ), перенос ( $t=350^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau=60\text{ мин.}$ ), охлаждение на воздухе,  $\times 500 \times 1,4$

1. При проведении закалки МКИТ с последующим высоким отпуском достигаются механические свойства меньшие, чем после стандартной термообработки с закалкой из аустенитной области с последующим отпуском. Однако он обеспечивает более высокую пластичность и вязкость. Для каждой стали вы должны выбрать, нагрев в МКИТ, в котором после закалки и отпуска могут быть получены хорошие механические свойства, удовлетворяющие требованиям для сталей определенного химического состава и назначения.

2. Использование изотермического упрочнения при нагревании в МКИТ позволяет по сравнению с улучшением получить в исследуемых сталях с соответствующими требованиями прочностных свойств, повышенную пластичность. Преимуществом используемого метода изотермической закалки является отсутствие солей, загрязняющих расплав.

3. В исследуемых сталях при осуществлении различных методов термообработки в некоторых случаях при нагревании нет необходимости получать однофазный гомогенный химический состав аустенитной структуры, как это принято в настоящее время. Целесообразно установить микронеоднородность дисперсной многофазной структуры из-за регулируемого нагрева и выдержки в МКИТ, что обеспечивает сохранение ресурсов.

4. Причинами получения хорошей комбинации механических свойств после термообработки с нагревом в МКИТ и последующим высоким отпуском является большая дисперсия структуры сорбита отпуска, и наличие небольшого размера равномерно распределенного по площади феррита. В случае изотермической закалки повышенный уровень механических свойств может быть обусловлен наличием в структуре вместе с другими

компонентами (бейнит, карбиды, феррит) метастабильного аустенита превращающийся при нагрузке в мартенсит.

### **Количественная оценка влияния неметаллических включений на усталостную прочность высокопрочных сталей.**

#### **II: оценка предела усталости на основе статистики для экстремальных значений размера включения**

Были исследованы комбинированные эффекты твердости и неметаллических включений на усталостную прочность высокопрочных сталей и исследованы причины относительно низкой усталостной прочности стали с высокой статической прочностью и большой разброс значений усталостной прочности, с точки зрения механики разрушения неметаллические включения эквивалентны небольшим дефектам или трещинам. Параметры включения, такие как размер, форма и местоположение, влияют на усталостную прочность, и это становится причиной большого разброса значений предела усталости. Тем не менее, можно предсказать верхний и нижний пределы усталостной прочности от твердости Виккерса матрицы и максимальный размер включений, определяемых квадратным корнем из прогнозируемой области включения. Ожидаемое значение размера включения в определенном количестве образцов или компонентов машины может быть оценено с использованием статистики экстремальных значений. Приведены несколько примеров измерений распределения размера включения. Показаны соглашения прогнозируемых значений с экспериментальными результатами для закаленных и отпущенных сталей SAE 10L45, 0,35% C и 0,55% C.

Преыдущие исследования усталостной прочности высокопрочных сталей показали, что по сравнению со сталями с низкой или средней

прочностью, предел усталости  $\sigma_w$  относительно пределу прочности на растяжение  $\sigma_{ult}$ , не так высок, как ожидалось. Разброс усталостной прочности возрастает с увеличением  $\sigma_{ult}$  или твердостью и начало усталостного разлома не обязательно начинается на поверхности, но часто является внутренним, создавая так называемый рисунок перелома рыбьего глаза. Так как описанные характеристики коррелированы друг с другом, их отдельное рассмотрение не приведет к полному решению проблемы. Существенной причиной усталостного поведения высокопрочных сталей является то, что твердые стали (или высокопрочные стали) очень чувствительны к мелким дефектам и включениям, и, следовательно, разнообразие форм и мест дефектов и включений вызывает большой разброс значений усталостной прочности. Учитывая эти экспериментальные факты, в части I этой работы был показан отдельный образец высокопрочной стали с уникальным значением усталостной прочности и поэтому, в отличие от сталей с низкой или средней прочностью, невозможно определить определенный предел усталости для конкретного компонента. Цель этого исследования - предложить практические методы определения надежного допустимого напряжения высокопрочных сталей при обратной нагрузке, а также подробное описание основной концепции, представленной в части I.

В первой части работы Мураками и др. на небольших дефектах или трещинах, приводящих к усталостному разрушению, с учетом того, что по отношению к усталостному механизму неметаллические включения по существу эквивалентны дефектам или пустотам и, следовательно, эквивалентны трещине, имеющей ту же самую прогнозируемую площадь. (Следует отметить, что хотя различные формы, химические составы и т. д. могут влиять на фактор концентрации напряжений и, следовательно, на критическое напряжение при инициировании трещины, это не является основным фактором для определения предела усталости, поскольку предел усталости определяется условием распространения трещины и ее значение всегда больше, чем напряжение инициирования трещины) [14-20].

В настоящей работе этот метод будет расширен, чтобы количественно проанализировать корреляцию между приложенным напряжением и размером и расположением неметаллического включения в центре рыбьего глаза на поверхности усталостного разрушения. После этого метод будет применяться для прогнозирования нижнего предела усталостной прочности твердых сталей с использованием статистического анализа микроскопических наблюдений неметаллических включений.

#### Метод прогнозирования предела усталости

Хотя были предложены различные методы подсчета включений, корреляция между пределом усталости и количеством включений или чистотой не является удовлетворительной. В настоящей работе будет представлен новый метод оценки влияния включений на предел усталости, а затем будет предложен статистический метод оценки максимального размера включений для прогнозирования нижнего предела предел усталости.

#### Количественная оценка эффектов. Поверхностные включения

В предсказании предела усталости для поверхностных дефектов, трещин и включений диапазон пороговых напряжений  $\Delta K_{th}$  ( $\Delta K = K_{max} - K_{min}$ ,) для отношения напряжений  $R = -1$  задается формулой:

$$\Delta K_{th} \cong 3.3 \times 10^{-3} (Hv + 120) (\sqrt{area_s})^{1/3} \quad (1)$$

Предел усталости,  $\sigma_w$  задается формулой:

$$\sigma_w \cong 1.43 (Hv + 120) / (\sqrt{area_s})^{1/6} \quad (2)$$

где  $area$  - площадь дефекта, проецируемого на плоскость, перпендикулярную максимальному растягивающему напряжению, а  $Hv$  - твердость по Виккерсу.  $\Delta K_{th}$ ,  $T_w$  и  $\sqrt{area}$  измеряются в  $MPa \cdot m^{1/2}$ ,  $MPa$  и  $\mu m$  соответственно.

#### Внутренние включения

Диапазон пороговых напряжений  $\Delta K_{th}$  ( $\Delta K = K_{max} - K_{min}$ ) для  $R = -1$  задается формулой:

$$\Delta K_{th} \cong 2.77 \times 10^{-3} (Hv + 120) (\sqrt{area_i})^{1/3} \quad (3)$$

Предел усталости,  $\sigma_w$ , задается формулой:

$$\sigma_w \cong 1.56 (Hv + 120) / (\sqrt{area_i})^{1/6} \quad (4)$$

Некоторые применения этих уравнений обсуждаются в части I.

Оценка ожидаемого максимального размера неметаллических включений

Если известен максимальный размер включений,  $\sqrt{area}$ , содержащихся в домене, который, как ожидается, станет истоком усталостного разрушения, предел усталости образца может быть предсказан уравнением (2) или уравнением (4). Если для измерения размера включения используется неразрушающий контроль, допустимое напряжение может быть предсказано до проектирования компонентов и конструкций станка. Однако даже при самых современных неразрушающих методах очень трудно точно измерить форму, размер и расположение включений, содержащихся в металлах. Поэтому необходимо разработать другие практические методы определения  $\sqrt{area}$ . В настоящей работе предлагается метод предсказания  $\sqrt{area}$  на основе статистики экстремальных значений [21-22].

Часть материала для микроскопического наблюдения включений вырезается из партии материала, который будет использоваться. Наблюдается участок, перпендикулярный плоскости максимального главного напряжения, и максимальный размер,  $\sqrt{area} \max_i$  ( $j = 1-J$ , где  $J$  - число измерений), включений в единичной области,  $S_0$ .

На рисунке 4 показан пример измерения максимального размера включений в одной единице площади ( $S_0 = 0,482 \text{ мм}^2$ ) для стали SAE10L45 (строго говоря, максимальный размер, определяемый процедурой, показанной на рисунке 4 и 5, и не обязательно является истинным максимальным размером, однако ожидается, что ошибка будет небольшой).

При увеличении числа измерений ожидается, что распределение  $\sqrt{area}$  будет подчиняться статистике крайних значений.

Чтобы оценить период возврата ( $T$ ) для площади поверхности образца, плотности включений шириной более 5 мкм были измерены соответственно в поперечном и продольном разрезах. Плотность включения  $p$  в единичной области равна  $p_t = 7,8 \cdot 0 / S_0$  в поперечном сечении и  $p_l = 8,2 (1 / S_0)$  в продольном разрезе. Так как  $P_t$ , приблизительно равно  $P_l$ , период возврата  $T$  для одного образца может быть оценен из  $S_0$  поперечного сечения и площади поверхности  $S$ , который, как ожидается, станет истоком усталостного разрушения. Процедура определения ожидаемого максимального значения  $\sqrt{area} = \sqrt{area \max}$  показана на рисунке 3. Обратный период  $T$  для  $N$  образцов рассчитывается по  $T = NS/S_0$ , а значение  $\sqrt{area \max}$  для  $N$  образцов может быть получено по процедуре на рисунке 5.

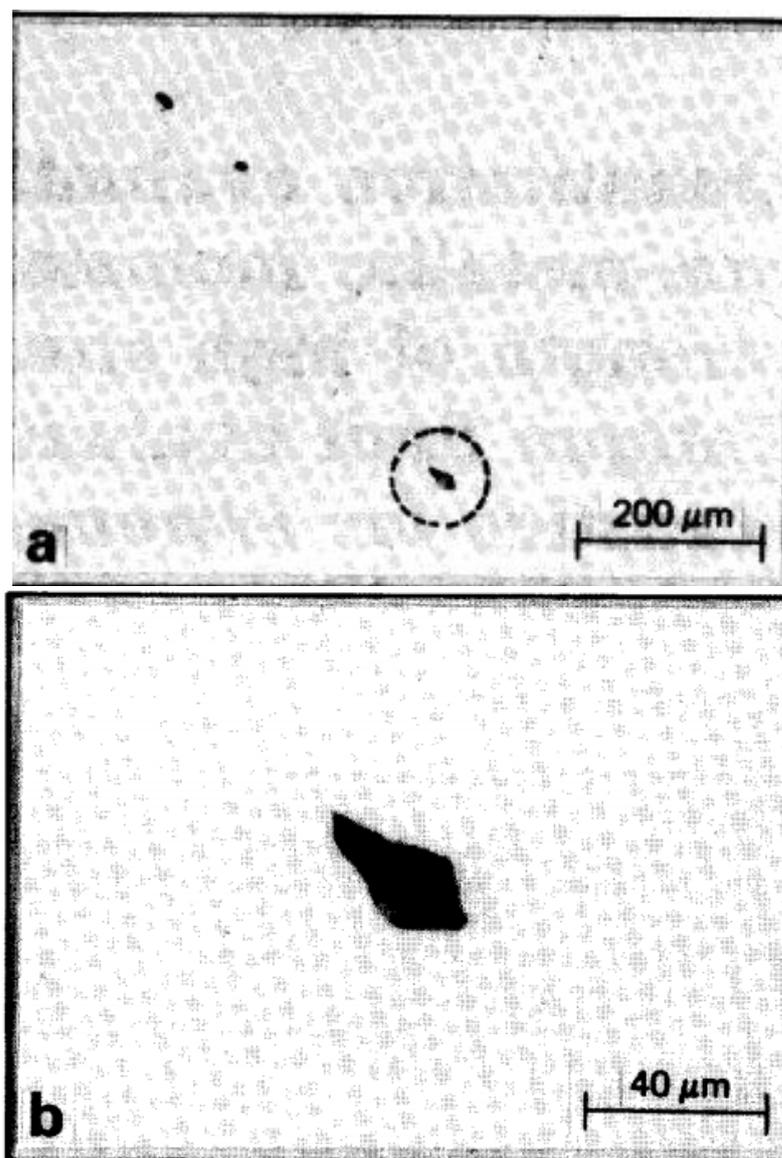


Рисунок 4 - Пример измерения включения  $\sqrt{area}$  (а) включения в единичной области ( $S_0 = 0,482 \text{ мм}^2$ ); и (б) увеличение круговой площади ( $\sqrt{area \max_j} = 17,2 \text{ мкм}$ )

Метод предсказания нижнего предела усталостной прочности.

У образца будет наименьший предел усталости, когда включение содержится на поверхности образца, как показано на рисунке 6.

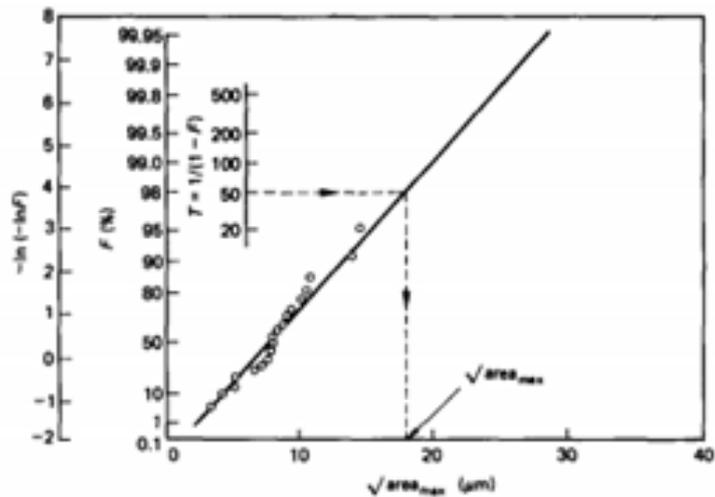


Рисунок 5 – Процедура определения максимального размера включения

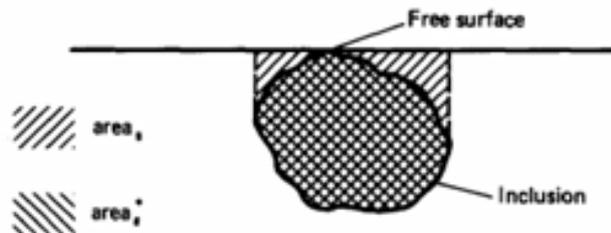


Рисунок 6 – Включение касания со свободной поверхностью

Секционная форма включений считается эллипсом, связь между фактической проекционной площадью и гипотетической областью (областями), полученной путем добавления вогнутой области между свободной поверхностью и включением, выражается площадью областей (5)

$$area_s^* = 1.137 area_s \quad (5)$$

Из уравнений (2) и (5) нижний предел усталостной прочности  $\sigma_{wl}$  из высокопрочных стальных включенных включений предсказывается

$$\sigma_{wl} \cong 1.41 (Hv + 120) / (\sqrt{area_{max}})^{1/6} \quad (6)$$

Разница между уравнениями (2) и (6) обусловлена небольшой разницей между областями  $s$  и областью  $s^*$ , приведенными в уравнении (5). Так как

разность между уравнениями (2) и (6) мала, то для практических применений может использоваться любое уравнение.

Материалы и экспериментальная методика.

Материалом, используемым для испытания на усталость, была сталь без резки SAE10L45. Результаты испытаний, приведенных в части I и Ref. 27 для закаленной и закаленной 0,35% углеродистой стали и 0,55% углеродистой стали. Их химический состав показан в таблице 4. Поскольку включения (в основном MnS), содержащиеся в свободно режущей стали SAE10L45, в среднем немного больше, чем в обычной 0,45% углеродистой стали, этот материал считается подходящим для изучения эффектов включений на усталостную прочность.

Сначала материал превращали в испытательную часть диаметром 14 мм с захватами 17 мм. После термической обработки, показанной на рисунок 7, образцы снова обтачивали для окончательного размера.

На рисунке 8 показаны геометрия и размеры образцов. Так как верхние 3 мм поверхности были удалены путем поворота после термообработки, остаточное напряжение на поверхности образца было небольшим, а разница в твердости на поверхности и в интерьере также была небольшой. Поверхность образца была отполирована наждачной бумагой до 2000 зернистости, а затем около 15 мкм поверхностного слоя удаляли электрополировкой [23-25].

Использовалась машина для тестирования усталости с вращающимся изгибом с однородным моментом (мощность 98 Нм, 2500 об/мин). Испытания на усталость проводились с шагом загрузки 19,6 МПа (2 кгс мм<sup>-2</sup>).

Таблица 4. Химический состав

Марка стали	C	Si	Mn	P	S	Cr	Pb
SAE10L45 steel	0.45	0.21	0.74	0.021	0.017	0.11	0.19
0.35% C steel	0.33	0.25	0.70	0.010	0.012	0.05	—
0.55% C steel	0.56	0.22	0.72	0.024	0.017	0.11	—

Номинальное напряжение определялось на поверхности образца минимальной секции. Образцы, которые выдержали 107 циклов, повторно тестировались при напряжении приблизительно выше 40 МПа, пока не ломались. Микроскопически исследовались так называемые морфологические картины рыхлых глаз на поверхности трещины. Определено среднее значение твердости по Виккерсу в трех точках вблизи начала усталостного разрушения и было использовано для обсуждения. Разница между твердостью по Виккерсу до и после испытаний на усталость составляла менее 3%.

Исследованы неметаллические включения в плоскости, перпендикулярной максимальному главному напряжению (а также перпендикулярно направлению прокатки материала). Размер включения  $\sqrt{area}$  был измерен из 40 фотографий, сделанных на произвольных участках образца. Итак, для исследования включения было 0,482 мм.

Максимальный размер,  $\sqrt{area} \max_i$ , на каждой фотографии был измерен и нанесен на график вероятности экстремальных значений последовательно от наименьшего ( $j = 1$ ) до наибольшего ( $j = 40$ ).

Аналогичные измерения включения проводились также для термически обработанных 0,35% и 0,55% углеродистых сталей с мартенситными структурами, результаты испытаний на усталость уже сообщались.

#### Результаты и обсуждение

Корреляция между амплитудой напряжения и размером, и расположением включений. На рисунке 7 показана кривая S-N из стали SAE10L45. Образцы трещин рыбьего глаза, как показано на рисунке 8, в основном наблюдались на поверхности трещины образцов. Когда включение в начале разлома было очень близко к поверхности, как показано на рисунке 9, рыбный глаз не наблюдался. В общем случае размер рыбьего глаза был больше, когда происхождение разрушения находится в глубине (рисунок 10a), чем в мелкой поверхности (рисунок 10b).

В таблице 2 приведены сравнения результатов испытаний на усталость и прогнозируемые значения по уравнениям (2) или (4). Таблица содержит экспериментальные данные по SAE10L45, а также на 0,35% и 0,55% углеродистых сталях. Значения твердости по Викерсу в таблице 2 являются значениями на поверхностях образца, за исключением SAE10L45 с  $H_v > 600$ . Так как в случаях SAE10L45 с  $H_v > 600$  внутренняя твердость на глубине начала разрушения была примерно на 10% ниже, чем на поверхности образца, 90% поверхностной твердости принимается для расчета ожидаемого предела конечности  $\sigma^w$ .

На рисунке 12 показано соотношение  $\sigma' / \sigma^w$  и циклов до отказа,  $N_f$ , проиллюстрировано таким же образом, как и обычная SN-кривая. Чем больше значение  $\sigma' / \sigma^w$ , тем меньше число циклов до отказа. Данные на текущих сталях также показаны на этом рисунке. Тенденция соотношения между  $\sigma' / \sigma^w$  и  $N_f$  на рисунке 12 демонстрирует полезность метода прогнозирования уравнениями (4) и (2).

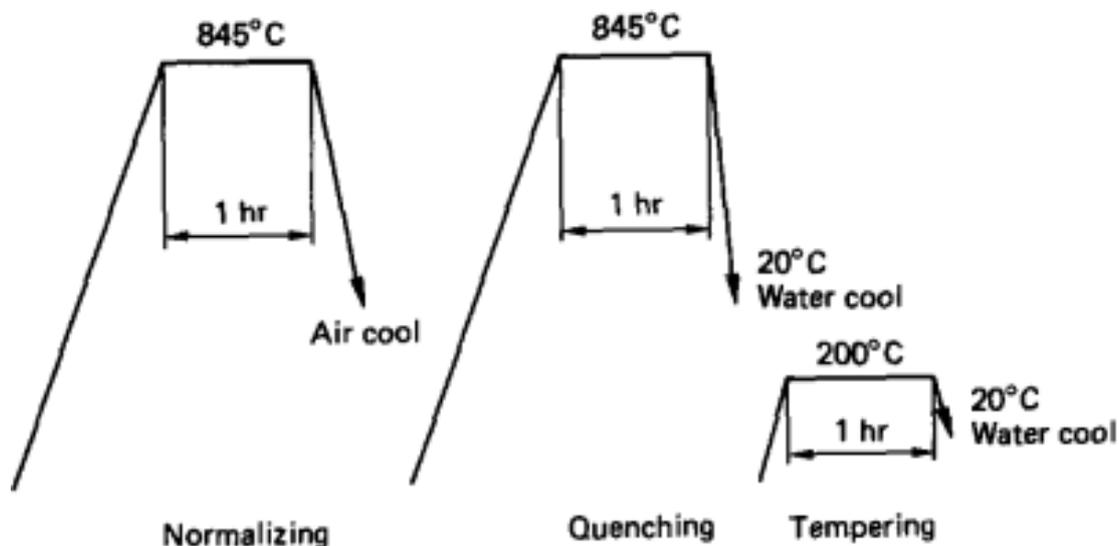


Рисунок 7 - Термическая обработка материала (SAE10L45)



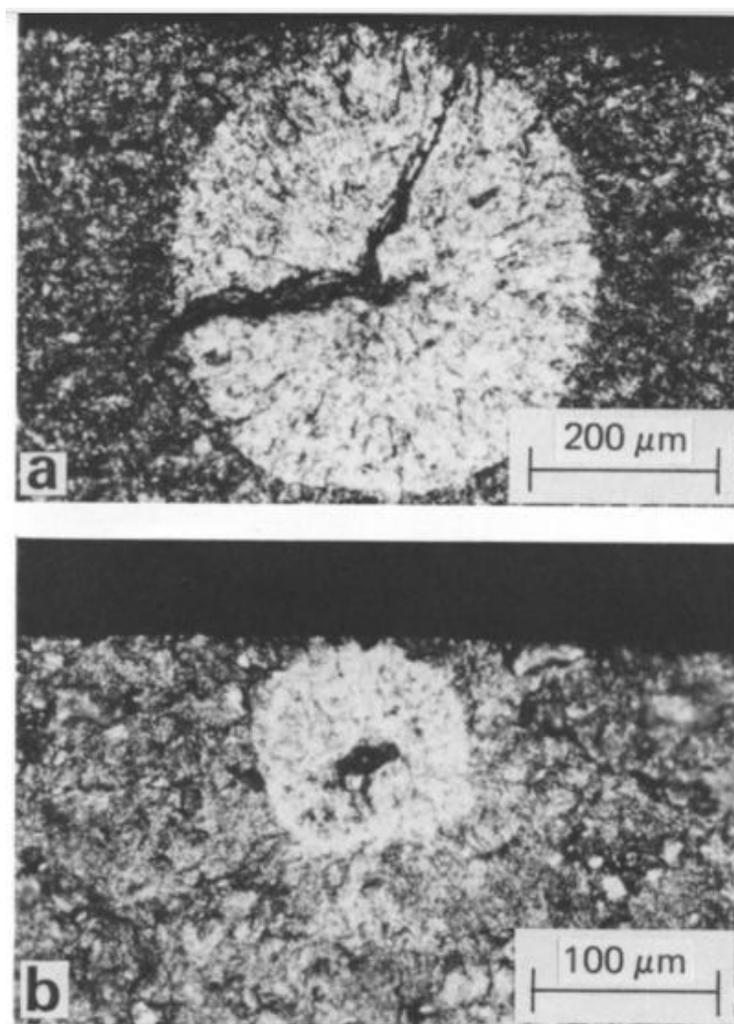


Рисунок 10 - Примеры рисунка разрушения рыбьего глаза в стали SAE10L45: (a)  $H_v = 352$ ,  $\sigma = 490$  МПа,  $N_f = 5,39 \times 10^8$ , расстояние от поверхности,  $h = 280$  мкм; и (b)  $H_v = 588$ ,  $\sigma = 608$  МПа,  $N_f = 7,71 \times 10^5$ , расстояние от поверхности,  $h = 58$  мкм

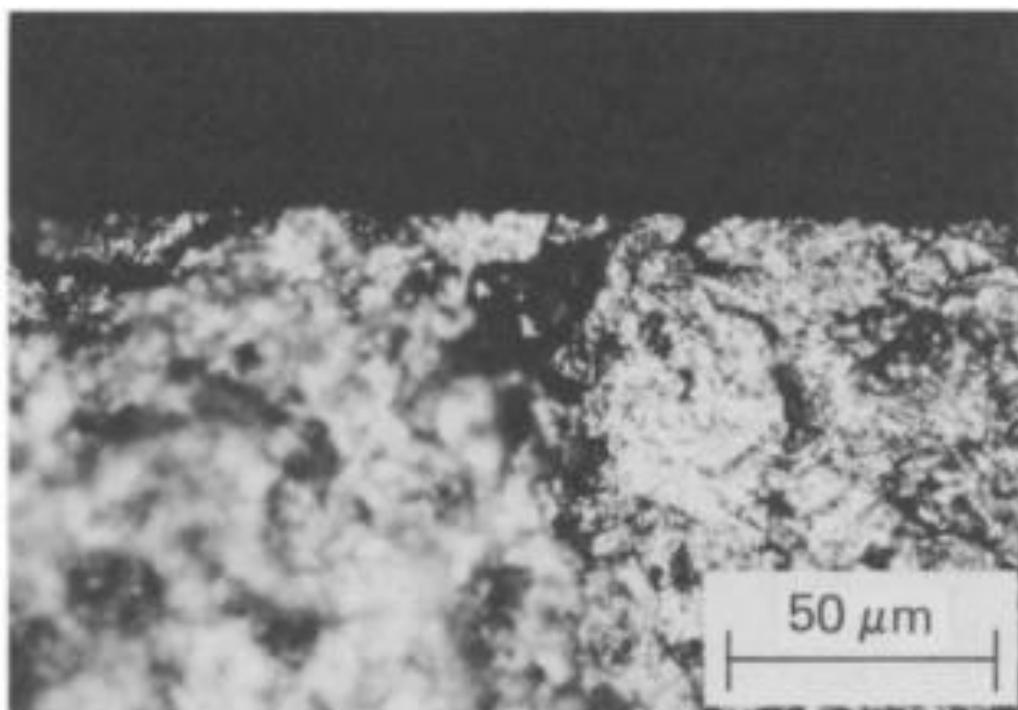


Рисунок 11- Поверхность разрушения без рисунка разрушения рыбьего глаза;  $Hv = 495$ ,  $\sigma = 627$  МПа,  $N_f = 1,33 \times 10^5$ , расстояние от поверхности,  $h = 0$  мкм

#### Оценка максимального размера включений

Как объяснялось ранее, оценка максимального размера,  $\sqrt{area\ max}$  включений, содержащихся в поверхностном слое (предполагаемого истощения усталостного разлома) образцов, необходима для прогнозирования нижней границы усталости прочность.

На рисунках 13, 14 и 15 показаны графики кумулятивных вероятностей маха  $\sqrt{area\ max}$  в графе вероятности экстремальных значений для SAE10L45, 0.35% C и 0.55% C, соответственно. Все три графика имеют хорошую линейность и могут предполагаться подчиняться распределению экстремальных значений.

Так как включения, которые стали источником усталостного разрушения, содержались в поверхностном слое, который подлежит номинальному напряжению от  $\sigma$  до  $0,95\sigma$  (средняя часть образца, где диаметр колеблется от 8,0 до 8,188 мм на рисунке 6) площадь поверхности,

которая будет использоваться в качестве предполагаемого происхождения трещины, равна  $S = 152 \text{ мм}^2$ . Для сталей 0,35% C и 0,55% C  $S = 333 \text{ мм}^2$  из-за различной формы образца.

В таблице 3 показана оценка ожидаемого значения  $\sqrt{area_{max}}$  для 1, 5, 10, 50 и 100 образцов.

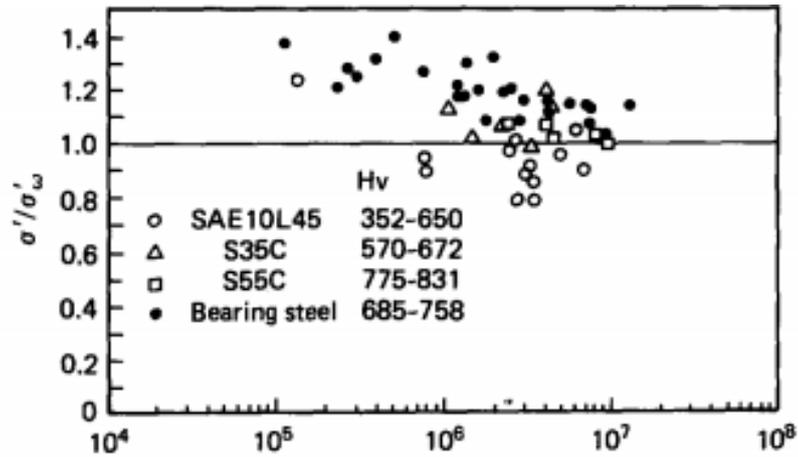


Рисунок 12 - Связь между циклами до отказа,  $N$  и отношением амплитуды напряжений при включении,  $\sigma'$ , к пределу усталости,  $\sigma_w$ , путем прогнозирования

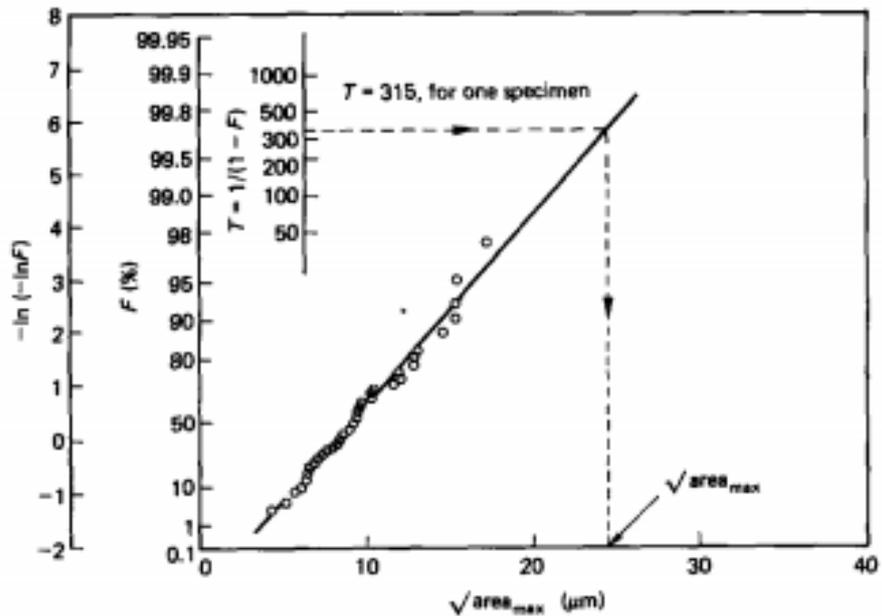


Рисунок 13 - Кумулятивная частота  $\sqrt{area_{maxj}}$  (SAE10L45),  $S_o = 0,482 \text{ мм}^2$

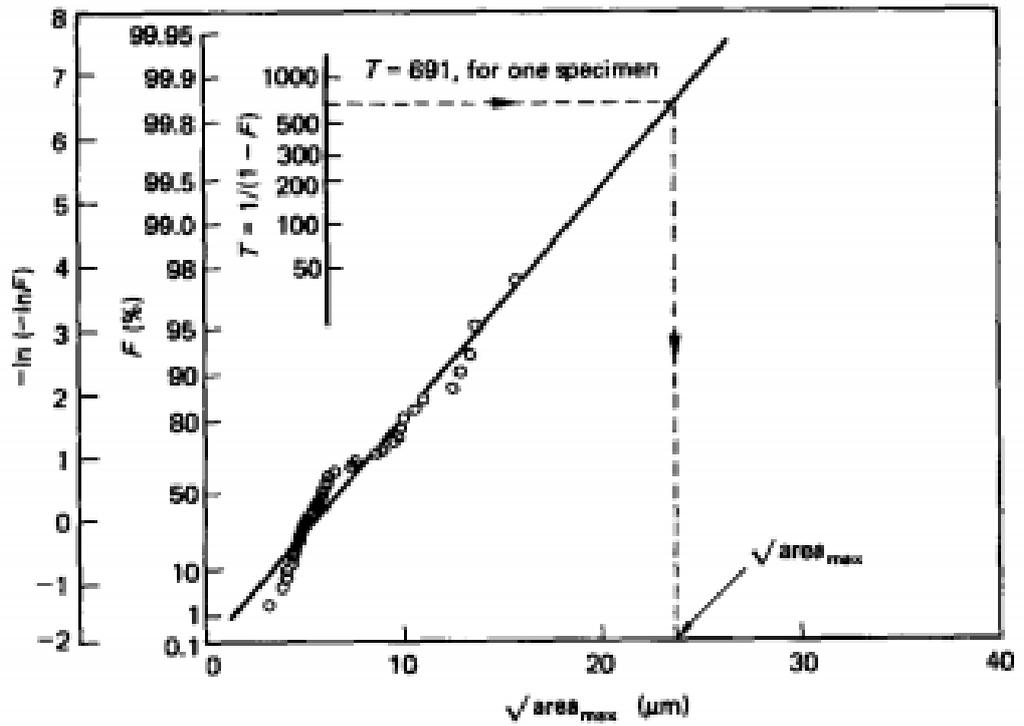


Рисунок 14 - Совокупная частота  $\sqrt{area_{max}j}$  (0.35% C),  $S_o = 0.482 \text{ мм}^2$

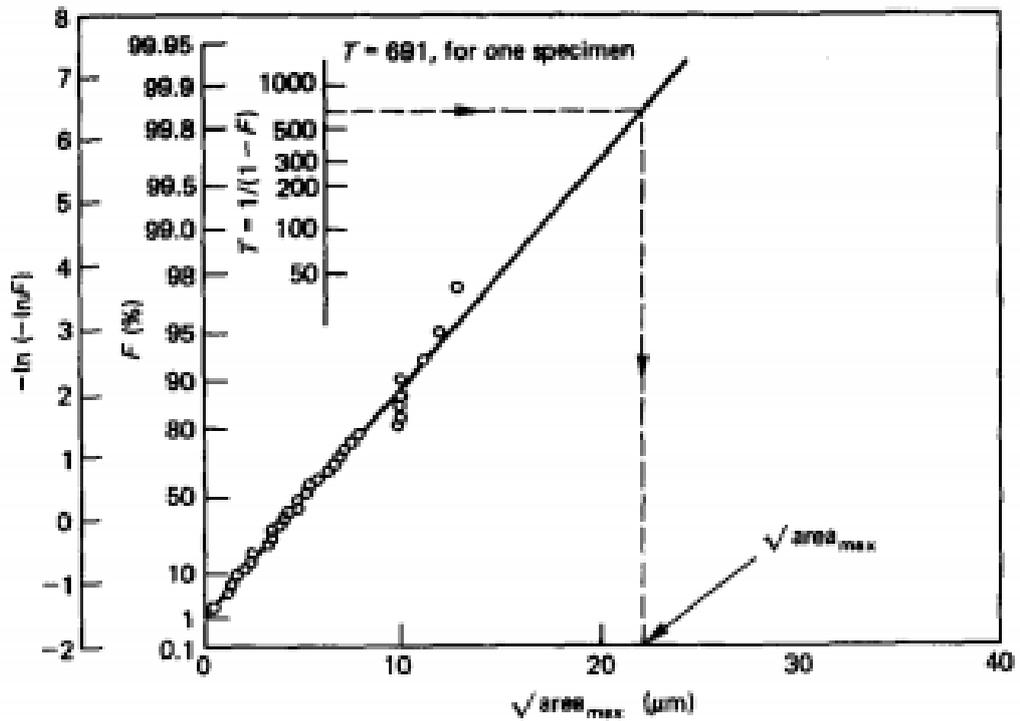


Рисунок 15 - Кумулятивная частота площади  $\sqrt{area_{max}j}$  (0,55% C),  $S_o = 0,482 \text{ мм}^2$

Сравнение предсказанного нижнего предела усталостной прочности  $\sigma_{wl}$  и экспериментальных данных

Ожидаемый нижний предел,  $\sigma_{wl}$ , усталостной прочности можно вычислить, подставив значение  $\sqrt{areamax_j}$  в уравнение (A1). На рисунке 16, 17 и 18 показано сравнение  $\sigma_{wl}$  с экспериментальными данными по SAE10L45, 0,35% С и 0,55% С, соответственно. Прогнозы  $\sigma_{wl}$  для сталей 0,35% С и 0,55% С очень хорошие. SAE10L45 несколько образцов сломались под напряжениями ниже  $\sigma_{wl}$  (см. Рисунок 16), предсказание  $\sigma_{wl}$  можно считать достаточной для практического применения.

Можно отметить, что в некоторых случаях размер включения в начале разлома больше, чем оцененные  $\sqrt{areamax_j}$ , которые содержатся в глубокой внутренней части образцов, что связано с неполной оценкой периода возврата  $T$ . Если внутренние включения в дополнение к поверхностным включениям считаются перспективными источниками разрушения, коррекция  $T$  становится больше самого  $T$ , оцененного только из поверхностного слоя. Напротив, при увеличении глубины расположения включений приложенное напряжение уменьшается (из-за градиента напряжения, вызванного изгибом). Более того, как показано в уравнении (3), влияние внутренних включений на усталостную прочность меньше, чем влияние включений на поверхностном слое. Эти два эффекта уменьшают увеличение периода возврата  $T$ , и, следовательно, результаты, полученные методом прогнозирования  $\sigma_{wl}$  на основе площади на поверхностном слое, практически те же, что и результаты, полученные методом прогнозирования, основанные на количестве включения в общем количестве объем образца [26-27].

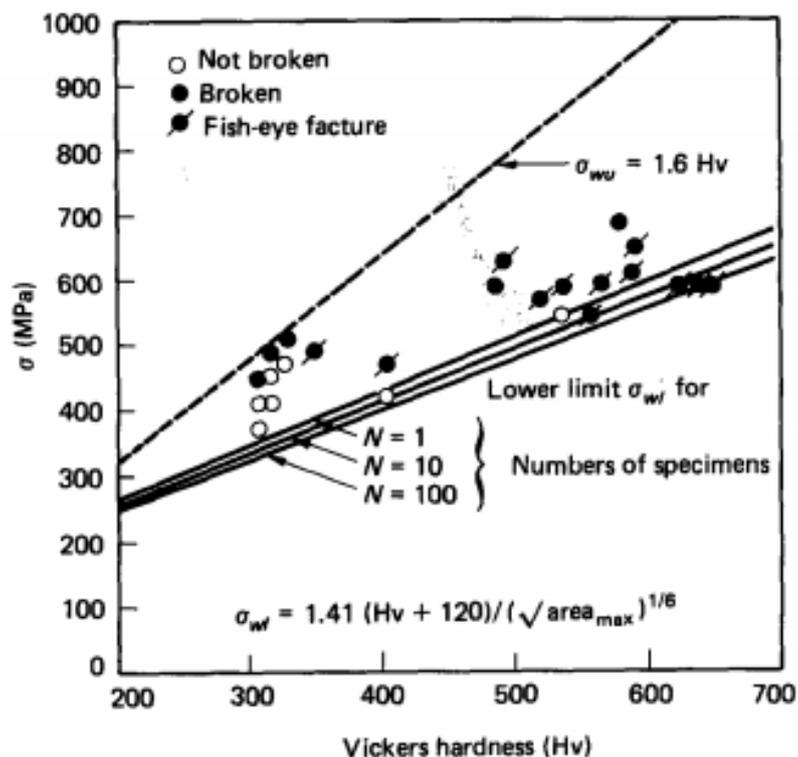


Рисунок 16 - Сравнение прогнозируемого нижнего предела усталостной прочности ( $\sigma_{wl}$ ) с экспериментальными данными (SAE10L45)

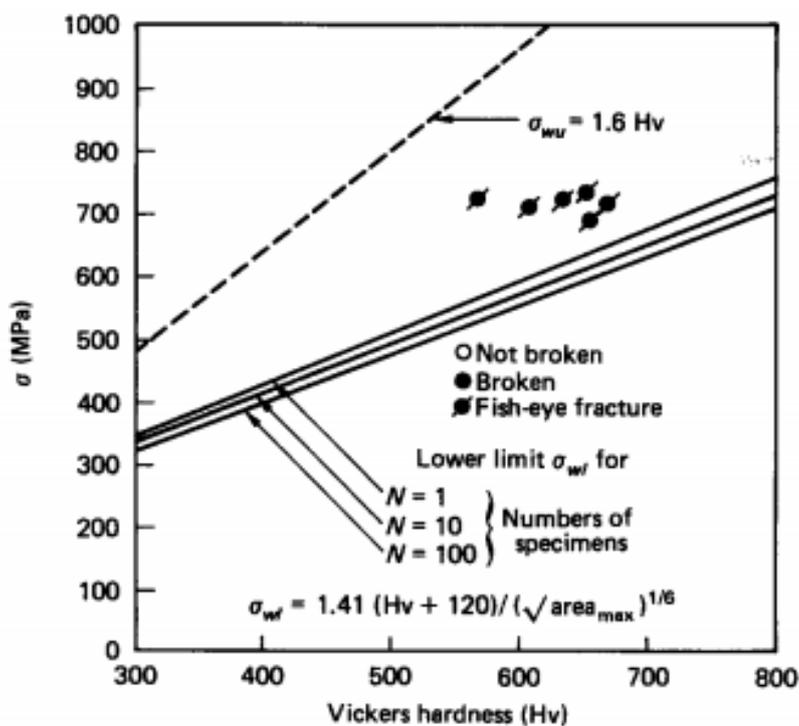


Рисунок 17 - Сравнение прогнозируемого нижнего предела усталостной прочности,  $\sigma_{wl}$  с экспериментальными данными (сталь 0,35% C)

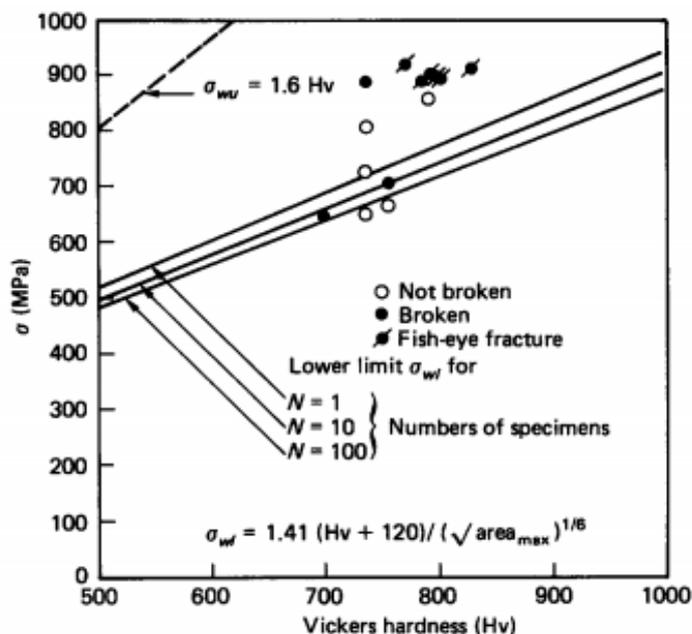


Рисунок 18 - Сравнение прогнозируемого нижнего предела усталостной прочности  $\sigma_{wf}$  с экспериментальными данными (сталь 0,55% C)

Существует хорошая корреляция между вращающейся изгибной или одноосной усталостной прочностью гладких образцов и твердостью по Виккерсу для низко- или среднеуглеродистых сталей до тех пор, пока число твердости по Виккерсу,  $Hv < 400$ . Однако в более высоком диапазоне  $Hv$  линейная корреляция между усталостной прочностью и  $Hv$  больше не сохраняется, и экспериментальные данные показывают большой разброс. В этом исследовании физический фон этой характеристики был исследован путем наблюдения происхождения трещин и проверки включений, содержащихся в микроструктуре. Для решения проблем включения в производство стали и машинного дизайна решающие факторы, которые контролируют усталостную прочность высокопрочных сталей, были выражены количественно.

Выводы, сделанные из настоящего исследования, заключаются в следующем:

1) Причина, по которой усталостная прочность высокопрочных сталей не столь велика, как ожидалось, является заметным или трещиночным

эффектом неметаллических включений. Очевидно, что поверхностные микролопы также оказывают пагубное влияние на усталостную прочность.

2) Эффект включения на усталостную прочность зависит от его размера, формы и местоположения. Поскольку эти эффекты варьируются от образца к образцу, отдельные образцы имеют определенные пределы усталости. Это является причиной разброса усталостной прочности высокопрочных сталей.

Экспериментальное исследование роста усталостной трещины в трубах бурильной колонны

Количество аварий бурильной колонны продолжают падать в нефтяной промышленности, которая часто стоит миллионы долларов в год. Эта проблема часто усиливается при бурении глубоких, отклоненных скважин или условий бурения в твердой породе. Буровая промышленность пытается избежать этих дорогостоящих сбоев, выполняя периодические неразрушающие проверки для удаления поврежденных труб из эксплуатации. В этой статье описываются результаты полномасштабных испытаний на рост усталостных трещин бурильных переводников при вращающихся и изгибающих нагрузках. Кроме того, данные о коррозионной усталостной трещине также представлены для сталей API для буровых труб на воздухе и в трех типичных средах бурового раствора на водной основе. Основываясь на этом экспериментальном исследовании, тестовые данные подтверждают практическое применение принципов механики растительного покрова для развития интервалов неразрушающего контроля для уменьшения отказов бурильной колонны.

### Введение

Аварии труб бурильной колонны являются дорогостоящими для нефтяной промышленности в виде потерянного времени работы, поврежденных трубчатых изделий и заброшенных или боковых гусеничных скважин. Основываясь на данных о бурении, затраты, связанные со скважинным разделением бурильной колонны, составляют около 106 000

долларов США на каждый случай и, по оценкам, приходится примерно на 14% всех скважин. Большинство из этих отказов признаны как некоторая форма усталости металла. Механизм усталости является прогрессивным. Под воздействием флуктуирующего напряжения и коррозии образуются микроскопические трещины, становятся макроскопическими по размеру, а затем распространяются по толщине стенки до отказа.

Нефтяная промышленность в настоящее время защищается от этих дорогостоящих сбоев посредством периодических неразрушающих проверок для проверки макроскопических трещин. Интервалы инспекции традиционно были отобраны на основе опыта в данной области или с использованием руководящих принципов, установленных Хансфордом и Лубинским в начале 1960-х годов. Однако этот подход не дает информации о росте трещины, из которой могут быть указаны интервалы неразрушающего контроля, чтобы избежать отказа.

Однако за последние 25 лет значительные усилия были направлены на лучшее понимание поведения, связанного с усталостью. Новая философия, известная как «устойчивый к дефекту» дизайн, - принципиальная концепция, что все структуры или компоненты имеют дефекты, будь то производство или обслуживание, превратилась в инженерную практику. Следовательно, усталостная жизнь может быть установлена на основе роста усталостной трещины. Неразрушающий контроль играет очень важную роль в устойчивом к дефектам конструкции в том, что критические недостатки должны быть идентифицированы и либо удалены, либо устранены, чтобы избежать отказа. Принципы механики формовки-отталкивания стали широко распространены и используются аэрокосмической/авиационной промышленностью, энергетическими предприятиями и оборонными подрядчиками в дополнение к морским сооружениям и сообществам трубопроводов на нефтяном месторождении.

В этой статье описываются результаты полномасштабных испытаний на усталость при вращении/изгибе на бурильных трубах и испытаниях на

коррозионную усталость материалов для буровых труб API. Результаты этой работы подтверждают практическое применение принципов механики усталостных трещин для труб буровой колонны [28-32].

#### Исходная информация

Краткая оценка терминологии, связанной с принципами механики роста усталости, оправдана. На рисунке 19 показана базовая материальная взаимосвязь между скоростью роста усталостной трещины,  $da / dN$ , \* и флуктуацией интенсивности напряжений в режиме  $\Delta K_I$ . Флуктуация напряженности напряжения зависит от флуктуирующего (циклического) напряжения и глубины трещины, но также зависит от других переменных, таких как геометрия и форма трещины.

Как видно, есть три различных региона роста усталости. Регион I называется «пороговым» режимом, где скорость роста усталостной трещины очень медленная. Регион II называется «парижским» режимом (после человека, который впервые наблюдал это поведение), где обнаруживается, что скорость роста усталостной трещины подчиняется степенной зависимости с флуктуацией интенсивности напряжений. Область III называется «нестабильным» режимом, где скорость роста усталостной трещины очень высокая, а хрупкая трещина неизбежна. Для практических технических применений область II имеет большое значение и описывается формулами 7-10.

$$d\ell_a/dN = C(\Delta K_I)^n, \dots\dots\dots (7)$$

$$\Delta K_I = K_{I_{\max}} - K_{I_{\min}}, \dots\dots\dots (8)$$

$$K_{I_{\max}} \text{ or } K_{I_{\min}} = \sigma_{\max \text{ or } \min} \sqrt{\frac{\pi \ell_a}{Q}} Y, \dots\dots\dots (9)$$

$$R = \frac{K_{I_{\min}}}{K_{I_{\max}}}, \dots\dots\dots (10)$$

Соединения бурильной колонны, особенно на бурильных трубах, особенно чувствительны к отказам от усталости. Поэтому они были основным направлением этого исследования по поводу поведения, связанного с усталостными трещинами в трубках бурильной колонны.

#### Испытательный аппарат

Все испытания на устойчивость к усталостной трещине проводились с полностью управляемой, сервоуправляемой, с гидравлическим управлением, замкнутой четырехточечной вращающейся / изгибающей испытательной рамой. На рисунке 20 показан общий вид тестового кадра и контрольно-измерительного оборудования для сбора данных. Это устройство способно вызывать серьезную (кривизну) глубину до  $20^{\circ}/30^{\circ}$  с при полностью обращенных, вращающихся / изгибающих нагрузках и 125,000 ft-lbf [169500 Нм] изгибающий момент при статических изгибающих нагрузках. Возможны номинальные рабочие скорости 60, 120 и 180 об / мин.

#### Программа испытаний

Программа испытаний на рост усталостных трещин включала в себя разработку процедуры маркировки поверхности трещины, определение данных о скорости роста базовой усталостной трещины для 4145 MOD бурильной стали, развитие (EDM), и завершение полномасштабных испытаний на вращение / изгиб на различных соединениях бурильных ворот.

#### Маркировка усталости-трещины

Чтобы определить скорость роста усталостной трещины в соединении бурильной трубы, была использована процедура для создания меток на поверхности трещины через заданные интервалы с использованием циклических нагрузок. Эти «знаки» зафиксировали форму и положение трещины, из которой были сделаны измерения и расчет скорости роста усталостной трещины. Этот метод ранее был успешно применен к мелкомасштабным V-образным круглым стержням при вращающихся и изгибающих нагрузках.

## Исходные материальные испытания

Чтобы адекватно проанализировать результаты полномасштабной информации об увеличении усталостной трещины на соединениях бурильных воротников и сопоставить ее с принципами механики усталостной трещины, необходимы точные исходные данные о скоростях роста усталостных трещин. Особые значения представляют собой константы скорости роста усталостных трещин,  $C$  и  $n$ . В общем, приблизительные или верхние значения для  $C$  и  $n$  могут быть получены из справочников или учебников. К сожалению, их точность недостаточна для обеспечения уверенности в вычислении флуктуации интенсивности напряжений от данных о скорости роста от усталости.

Из-за этого дефицита базовое испытание на усталость-трещину было проведено на 4145 MOD-сверлильной сталелитейной машине. Чтобы включить влияние среднего напряжения, испытания проводились при отношении нагрузки (отношение минимальной к максимальной интенсивности напряжений) 0,1 для имитации состояния напряжения конца коробки и при отношении нагрузки 0,8 для имитации состояния напряжения штифта конец.

На рисунке 21 графически отображено соотношение скорости роста жирной трещины для стали 4145 MOD при коэффициентах нагрузки 0,1 и 0,8.

Полная усталостная жизнь включает в себя как начало трещины, так и распространение трещины. Чтобы ускорить полномасштабное тестирование и сократить время начала усталостной трещины, был выбран метод EDM для получения небольшой стартовой метки в корнях нитей полномасштабных соединений бурильных колонн. Хотя эта стартовая выемка не является более серьезной, чем многие наблюдаемые царапины обработки, но она служит местом начала трещины и приводит к распространению усталостной трещины в начале каждого теста.

Глубина и длина выемок EDM были выбраны на основе поверхностных трещин на поверхности, полученных из трещинных соединений бурильных колонн, извлеченных из буровых. Использовали 30-кратный V-образный вырез с максимальной глубиной 0,010 дюйма [0,03 см] и минимальной длиной 1 дюйм [2,54 см]. Полуэллиптическая форма трещины была выбрана на основе опубликованных результатов тестирования на круглых барах. 13 вырезов EDM были помещены в последний полностью обработанный корень нити либо из штыревого конца, либо из бокового конца. Силиконовые реплики были сделаны из надрезов EDM и были просмотрены с помощью оптического компаратора для обеспечения надлежащего изготовления.

#### Полномасштабное тестирование

Устройства для бурильной установки были установлены с использованием фитингов для API-штырей и боковых элементов, которые механически измерялись по размерам и допускам API, а также имели холодную прокладку нитей. Функции рельефа API были выбраны из-за их широкого использования нефтяной промышленностью. Испытания на повышение усталостной трещины проводились как для штыревых, так и для концевых соединений. Большинство тестов были ускорены с использованием предварительного следа EDM, но многие испытания проводились также при соединениях без выемок (самовосстанавливающиеся усталостные трещины). Во время начальных испытаний соединения бурильной трубы периодически разбирались, проверялись на наличие усталостных трещин, переделывались, и испытание продолжалось. Большинство тестов, однако, были завершены (без пробоя и осмотра) и опирались на марки, чтобы установить начало трещин и темпы роста трещины.

Поскольку индуцирующий стресс и скорость роста усталостной трещины являются «масштабируемыми», как описано в парижском энергетическом законе (уравнение 7), поведение усталостных трещин оценивалось испытаниями, проводимыми при удобных уровнях напряжений,

даже если они могут быть выше или ниже фактического уровня напряжения. Изгибающие моменты 37,500 ft-lbf [50 843 Нм] (эквивалент тяжести ловушки 14°/100 футов [14°/30°м]) и 26,800 ft-lbf [36 336 Нм] были отобраны для большинства испытаний. Для API NC-46 и 4 1/2 использовались крутящие моменты 30,800 и 31,400 ft-lbf [41759 и 42573 Нм] (110% от минимального API). [11,4-см] H-90, соответственно [33].

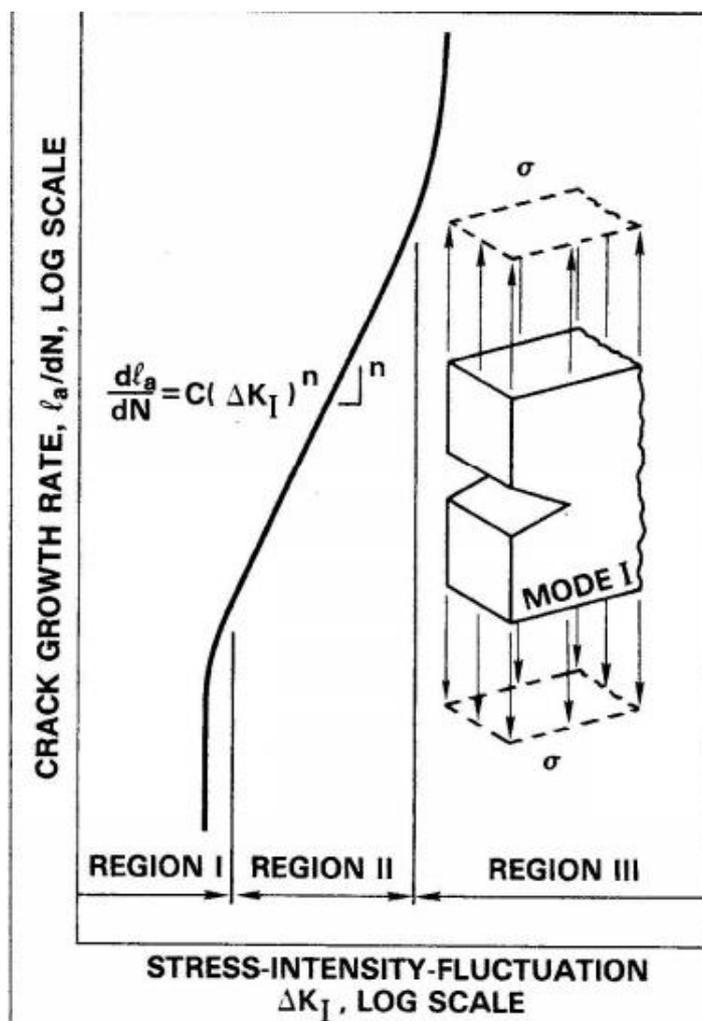


Рисунок 19 - Скорость роста усталостных трещин против флуктуации интенсивности напряжений.

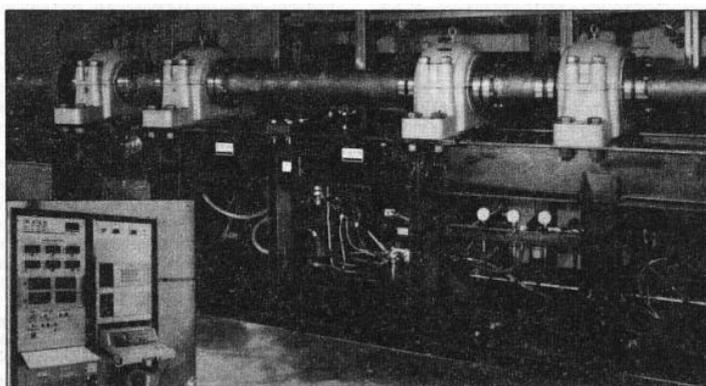


Рисунок 20 – Аппарат для испытания на изгиб

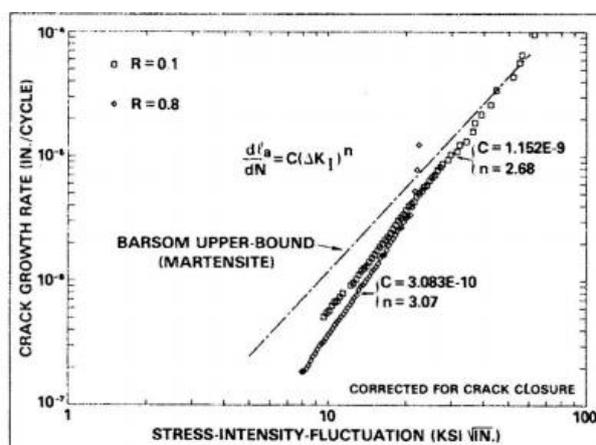


Рисунок 21 – Данные о скорости роста усталостной трещины-4145 MOD.



Рисунок 22 – Зоны на поверхности разломов на конце



Рисунок 23 – Зоны на поверхности перелома на конце.

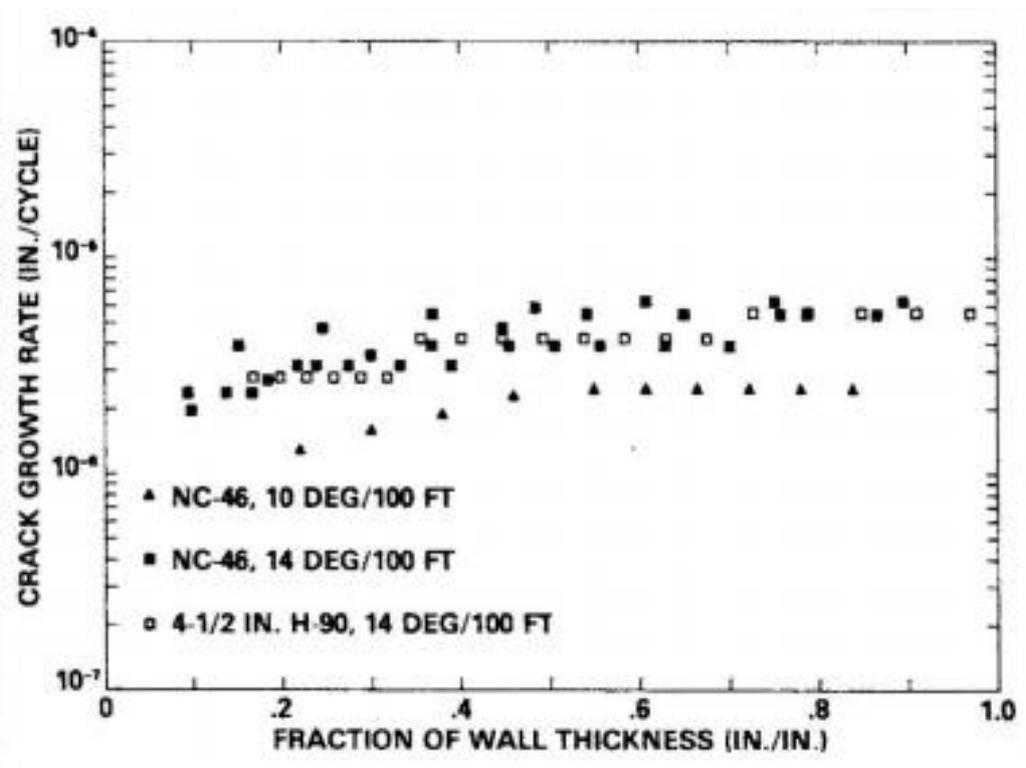


Рисунок 24 – Данные о скорости роста усталостных трещин для концевой штифта бурильной трубы.

#### Результаты теста

Рисунок 22 и 23 иллюстрируют типичные результаты испытаний на усталость с использованием процедуры маркировки для создания меток на поверхности трещины конца штыря и конца коробки соответственно. Легко затененные области соответствуют росту усталостной трещины с высокой нагрузкой, а темно-заштрихованные области соответствуют росту усталостной трещины с малой нагрузкой. Путем масштабирования размеров трещины и зная, что циклы выполняются во время теста, скорость роста усталостной трещины определялась в нескольких точках через толщину стенки соединения. Также была получена другая информация, такая как количество циклов для иницирования трещины, форма трещины, расположение сайтов для иницирования множественных трещин и трещина «linkup».

На рисунке 24 показано, что скорость роста усталостной трещины является «устойчивой» и почти постоянной по толщине стенки для конца штифта. Аналогичное поведение наблюдалось и для конца коробки. Эти результаты были неожиданными, поскольку флуктуации интенсивности напряжений обычно возрастают в зависимости от квадратного корня от глубины трещины (как минимум). Считается, что этот неожиданный результат происходит в основном из-за уменьшения флуктуации интенсивности напряжений в результате трехмерной формы трещины.

Дальнейший обзор рисунка 24 иллюстрирует, что скорости роста усталостной трещины API NC-46 и 4 1/2 [11.4-см] соединения бурильных колонн H-90 очень похожи. Хотя API NC-46 и 4 1/2 [11 А-см] соединения бурильных колонн H-90 имеют одинаковые габаритные размеры (длина соединения, конусность, диаметр), они имеют значительную разницу в форме соединительной нити - API NC-46

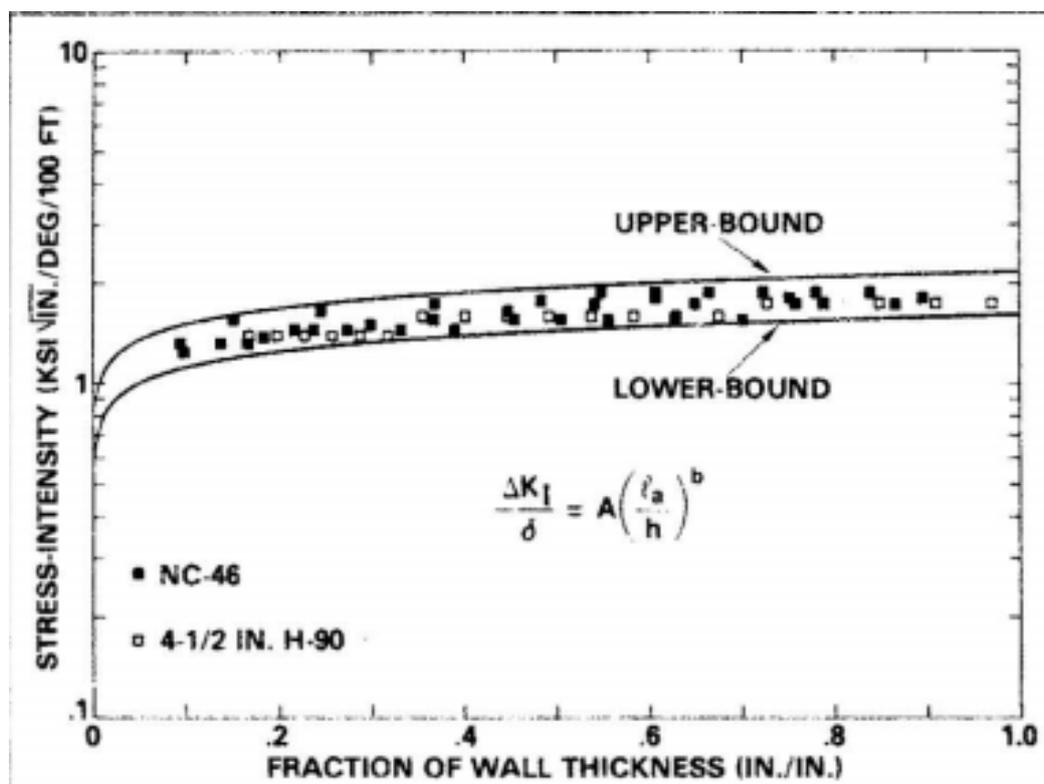


Рисунок 25 - Данные флуктуации интенсивности напряжений для концевой штифта бурильной трубы.

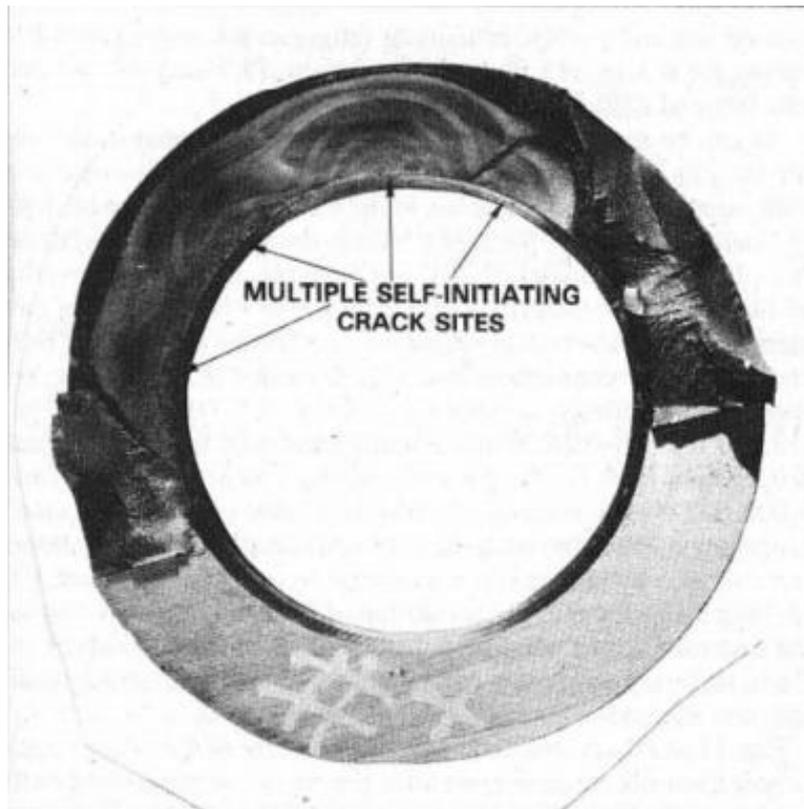


Рисунок 26 – Несколько участков инициирования трещин на поверхности фракции на конце.

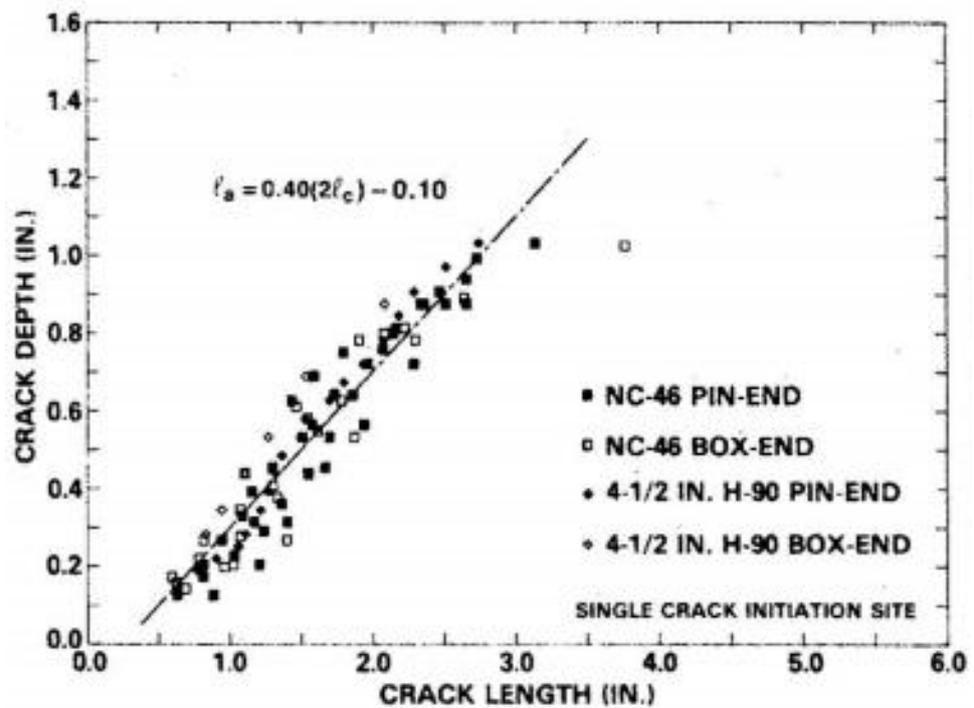


Рисунок 27 - Данные формы трещины для соединений бурильных ворот.

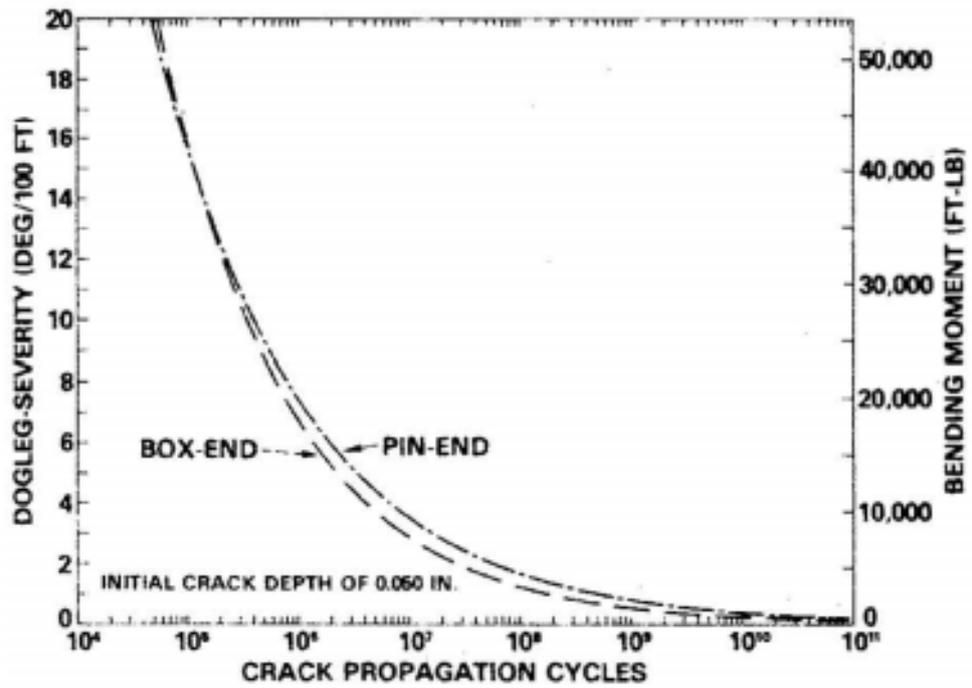


Рисунок 28 - Продолжительность распространения взрыва усталостной трещины при 6 ¼ x 2 ¼ [15,9 x 5,7 см].

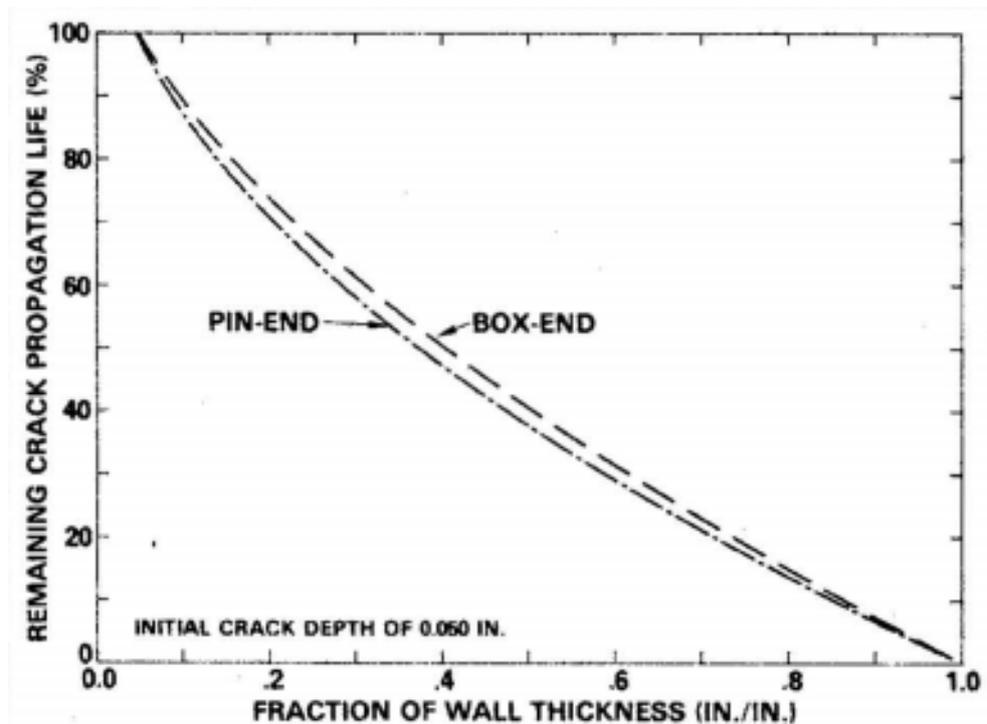


Рисунок 29 - Процент оставшейся продолжительности жизни от усталости-трещины для 6 ¼ x 2 ¼ [15,9 x 5,7 см].

Они имеет угол наклона  $60^\circ$ , а 41/2. [П.4-см] Н-90 имеет угол наклона  $90^\circ$ . Тем не менее, на основании этого тестирования, форма соединительной нити оказалась относительно мало влияющей на скорость роста усталостной трещины. В геометрии пластины наблюдалась нечувствительность скорости роста утилизатора для трещин, возникающих из насечек (то есть нитей). Таким образом, для целей анализа было сделано заключение, что соединения бурильных ворот можно анализировать на основе однородной трубчатой геометрии без учета деталей резьбы.

Это испытание также проверяет концепцию механики усталостной трещины роста «масштабируемости» флуктуации напряжений для полномасштабных соединений бурильных ворот в соответствии с степенным законом Парижа (уравнение 7). Это показано на рисунке 25, где флуктуации интенсивности напряжений на единицу тяги рассчитываются и строятся по толщине стенки для конца штифта. Хотя испытания проводились при изгибных нагрузках, равных 14 и  $10^\circ/100$  футов (14 и  $10^\circ/30\text{м}$ ), с использованием маркировки трещин процедура, флуктуация интенсивности напряжений на единицу тяжести зависит от того, как это было бы предсказано парижским степенным законом. Аналогичные наблюдения были сделаны с данными для конца коробки.

Иногда образуются несколько мест инициирования трещин, как показано на рисунке 26. Однако не было обнаружено существенных различий в данных об увеличении усталостной трещины между участками однократного и множественного инициирования трещин. Считается, что скорость роста усталостной трещины, вероятно, определяется отношением локального размера (отношение глубины трещины к длине трещины). По-видимому, влияние меньших трещин в результате большей трещины минимально до тех пор, пока не произойдет значительная трещина. Как ясно показано на рисунке 26, соединение трещин не происходит до самого позднего срока жизни, связанного с распространением усталостной трещины, оцененной приблизительно на 90% за счет толщины стенки.

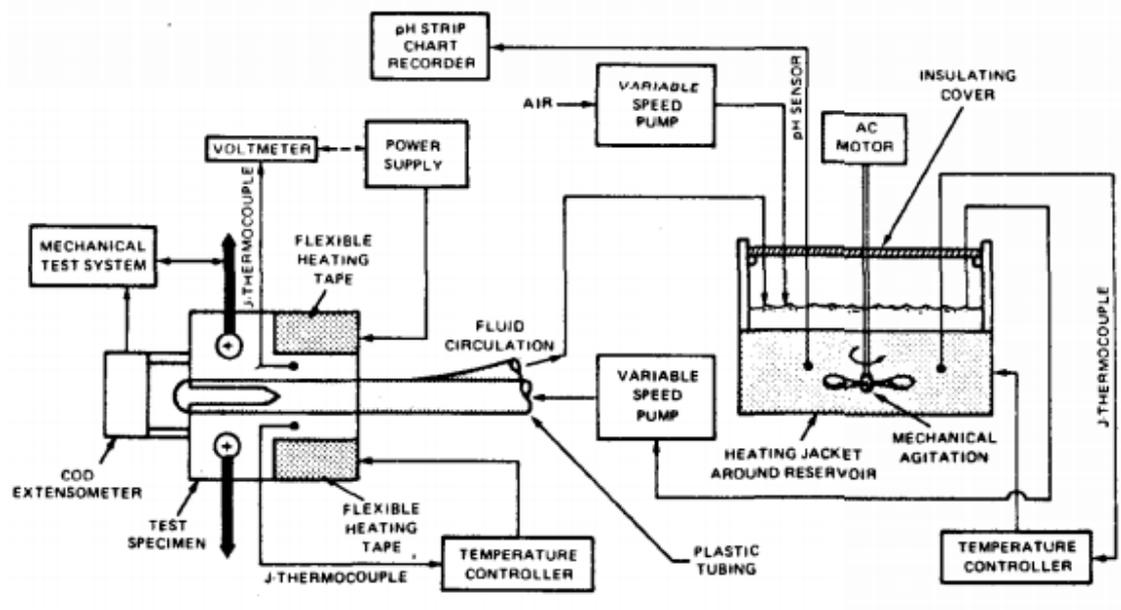


Рисунок 30 - Схема испытания на скорость усталостной трещины

На рисунке 27 показана взаимосвязь между глубиной трещины и длиной трещины для проверенных штыревых и боковых концевых соединений. Исходя из этих данных, глубина трещины и соотношение сторон трещины могут быть оценены уравнениями 11 и 12.

$$\ell_a = 0.40 (2\ell_c) - 0.10 \dots \dots \dots (11)$$

$$\ell_a / 2\ell_c = \frac{0.40}{1 + 0.1\ell_a^{-1}} \dots \dots \dots (12)$$

Используя уравнение 11 видно, что соотношение сторон трещины приближается к 0,4, когда трещина распространяется через стенку. Рисунок 22,23 и 26 также иллюстрируют, что форма трещины является полуэллиптической, причем центр полу-эллипса перемещается в радиальном направлении от места инициирования трещины с увеличением глубины. Эти тенденции были выявлены другими исследователями для пластин под

нагрузкой натяжения и полых круглых панелей под нагрузкой растяжения или изгиба.

#### Оценка продолжительности жизни усталостных трещин

Используя данные для флуктуации интенсивности напряжений на единицу тяжести доски, была проведена оценка продолжительности жизни усталостной трещины для 6 1/4 [15,9-см] -OD x2 1/4 [5.7 см] -ID с помощью API NC-46 или 4 1/2. [11,4 см] соединения H-90. Кривая степенного закона статистически соответствовала данным, чтобы установить уравнение, которое описывает флуктуацию напряженности верхней границы на единицу тяги. Эта статистическая кривая затем была заменена в степенной закон Парижа, , термины, перегруппированные, обе стороны интегрируемой производной и результирующие уравнения, решаемые как для жизни, так и для продолжительности жизни усталостных трещин.

После подстановки в константы флуктуации материала и напряжений, определяемые путем испытания и выбора начальной глубины трещины 0,50 дюйма [0,13 см] (с соответствующей длиной трещины 0,375 дюйма [0,95 см] на основе уравнения 11), рассчитывали продолжительность жизни усталостной трещины, и процент оставшегося времени жизни усталостной трещины. Рисунок 28 и 29 включают кривые для продолжительности жизни усталостной трещины и процент оставшихся кривых продолжительности жизни усталостных трещин для 6 1/4 [15,9-см] -OD x2 1/4 [5.7 см] -ID штыревые и боковые концевые соединения. Как можно видеть на рисунке.10, распространение усталостной трещины живет для конца штифта, а конец колонны очень сходен. Это согласуется с опытом работы в отрасли, который обнаружил, что эти соединения были почти «сбалансированы» на основе расчетов коэффициента прочности на изгиб (как приблизительно 2,35).

На рисунке 29 показано, что существенный процент жизни от усталостной трещины остается даже после того, как трещина прогрессировала на полпути через толщину стенки. Это является прямым

следствием «устойчивого» роста трещины, наблюдаемого при тестировании. Кроме того, это подчеркивает важность надежности (над чувствительностью) при создании эффективной программы инспекций.

Наконец, на основе испытаний на отказ при изгибном моменте постоянной амплитуды 3700 м / кв.дюйм [50843 Нм] (14°/100 футов [14°/30 м] степени тяжести) общая усталость живет для API NC-46 и 4 1/2 [II.4-см] соединения N-90 составляли 388 000 и 438 000 циклов соответственно (неудачно в конце колонны). Напомнив, что продолжительность жизни утилизатора составила 138 000 циклов, можно видеть, что рост трещины составляет примерно одну треть от общей продолжительности жизни для обоих соединений. Тем не менее, когда в корень нити API NC-46 (для имитации усилителя напряжения) был введен прецизионный зубчатый диск EDM, общий срок службы усталости составлял всего 150 000 циклов. Это наглядно демонстрирует потенциальное снижение усталостной жизни благодаря наличию стресс-рейдеров, будь то от оригинального производителя или от обслуживания.

#### Испытания на коррозионную стойкость к коррозии

Корпус трубы бурильной трубы обычно считается особенно восприимчивым к отказам от усталости от коррозии. Таким образом, стали были испытаны стали для буровых труб API, чтобы определить влияние среды бурового раствора на скорость роста усталостных трещин. Испытания материалов для измерения скорости роста усталостных трещин классов API G, E, X, G и S были выполнены на воздухе и в репрезентативных буровых растворах на водной основе. Испытания были разработаны для возможного моделирования скважинных условий, в том числе состава бурового раствора, температуры, pH и частоты испытаний. Тестирование в присутствии H<sub>2</sub>S выходит за рамки этого исследования.

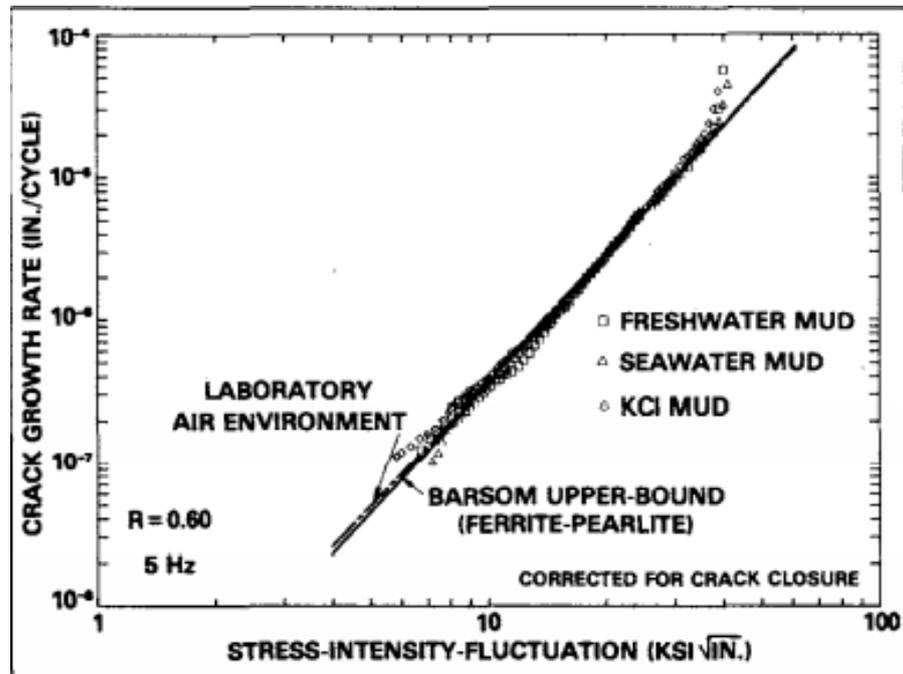


Рисунок 30 - Коррозионная усталостная оценка скорости роста - класс Е.

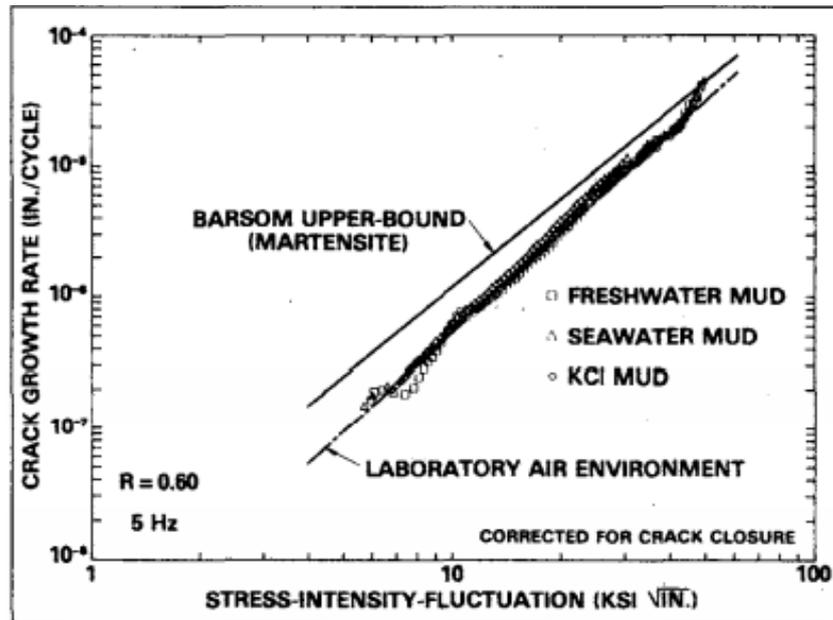


Рисунок 31 - Коррозионная усталостная трещина - показатель S.

Испытательный аппарат

Испытания были завершены с использованием механической испытательной машины с замкнутым контуром с механическим приводом 5-литровым (22 241-N), серводвигателем. Компьютерная и пользовательская

интерфейсная аппаратура обеспечивала сбор данных и управление машиной. Для измерения смещения отверстий для трещин использовался высокочастотный экстензометр клипсы, а для визуальной проверки соответствия во время испытаний, проводимых на воздухе, использовался калиброванный сетчатый микроскоп. Для испытаний, проводимых в средах бурового раствора на водной основе, силиконовые трубки герметизировались в одностороннем образце выемки для обеспечения потока текучей среды на наконечнике трещины. На рисунке 29 показана схема устройства для повышения скорости коррозии с усталостной трещиной.

#### Буровые растворы

Из-за большого разнообразия буровых флюидных композиций, используемых в полевых условиях, были выбраны три буровых раствора, чтобы определить, требуется ли более тщательное испытание сталей для бурильных труб API. Первоначальные испытания, проведенные на воздухе, служили базой для сравнения результатов испытаний на скорость коррозионной усталостной трещины. Буровые системы на водной основе включали в себя пресноводный ил, грязь морской воды и грязь.

Концентрация соли как для морской воды, так и для бурового раствора KCl составляла 3,8%, что считается коррозионным для сталей. Синтетическая морская соль использовалась для формулирования грязи морской воды. Все системы бурового раствора хорошо буферизованы и поддерживались при pH приблизительно 10,3. Во время испытания также поддерживалась температура 200 ° F [93,3 ° C]. Таким образом, принципиальное различие между пресной водой, морской водой и буровыми растворами KCl было наличием и / или типом растворенных солей.

#### Тестовая процедура

Процедура испытаний материала для испытания на усталость имитировала ожидаемые эксплуатационные нагрузки. Для этих испытаний было выбрано отношение нагрузки 0,60 и тестовая частота 5 циклов / сек [5 Гц]. Выбор отношения нагрузки основывался на оценках наиболее типичных

нагрузок с повреждением усталости с использованием существующих руководств API RP 7G. Выбор тестовой частоты основывался на знании типичных скоростей вращения (т. е. От 30 до 180 об / мин), различных механизмов возбуждения бурильной колонны (т. е. кратных скорости вращения и учета времени и затрат), необходимых для завершения испытание эффективно.

#### Результаты теста

Было завершено шестнадцать испытаний материала для роста усталостных трещин. Каждый тест проводился для классов API E, X, G и S в воздухе и каждой из трех сред на основе бурового раствора на водной основе. рисунок 30 и 31 сравнивают влияние среды бурового раствора с окружающей средой для классов API Grades E и S для бурильных труб соответственно. Результаты ясно показывают, что для классов API E и S очень мало различий в данных для воздуха и всех протестированных сред бурового раствора. Аналогичные результаты были обнаружены и для других сталей для буровых труб класса API. Это согласуется с результатами, опубликованными другими исследователями на аналогичных сталях. Считается, что высокое значение pH бурового раствора и относительно высокая частота нагрузок, вероятно, ответственны за механический механизм роста трещин, доминирующий над механизмами коррозии трещин. Исходя из этих данных, можно видеть, что использование оценок верхней границы могло бы придать значительный консерватизм в предсказании срока жизни усталостной трещины.

Основываясь на этом экспериментальном исследовании, следующие выводы подтверждают практическое применение принципов механики усталостных трещин для разработки интервалов неразрушающего контроля для уменьшения отказов бурильной колонны.

1. Скорость роста усталостной трещины почти постоянна в соединениях бурильной колонны и (после начала трещины) относительно не влияет на форму соединительной нити или состояние поверхности.

2. Рост усталостной трещины может составлять значительную часть общего срока усталости для труб бурильной колонны.

3. Полная усталостная долговечность может быть значительно уменьшена за счет наличия стресс-рейдеров, таких как механические царапины или дефекты, вызванные обслуживанием.

4. Репрезентативные среды для буровых растворов на водной основе мало влияют на скорость роста усталостных трещин для буровых труб класса API в условиях испытаний.

О влиянии высоких аустенитных температур и «перегрева» на разрушение и на усталостные трещины в низколегированной стали

В последнее время проявился большой интерес к значительным улучшениям вязкости разрушения, которые могут быть получены в неустановленных и слегка отпущенных низколегированных сталях за счет использования более высоких температур аустенизации (от 1100 до 1300°C, чем обычно используемые (от 800 до 900°C)). Вязкость сталей, таких как AISI 4130 и 4340, была увеличена более чем в два раза за счет закалки с 1200, а не с 870°C. Объяснение таких эффектов пока неясно: было высказано предположение о том, что повышенная ударная вязкость, полученная после высоких температур аустенизации, может быть следствием замедления зародышеобразования зерен второй фазы, из раствора карбидов сплавов при высокой температуре, от образования более толстых пленок удерживаемого аустенита вокруг мартенситных планок, или от термодинамического подавления осколочной сепарации бродячих элементов к границам зерен в аустените.

Возможно, что некоторые из этих механизмов действуют сообща. Однако существуют определенные опасности, которые могут возникнуть в результате использования высоких температур раствора, которые возникают при последующем охлаждении. Ясно, что не все крупные структуры могут быстро калиться от температур, превышающих 1100°C, без возможности

растрескивания, вызванного термическими напряжениями. С другой стороны, если скорость охлаждения медленная, улучшение вязкости, возникающее из-за высокой температуры аустенитизации, значительно уменьшается. Теперь мы представляем доказательства того, что при некоторых условиях медленного охлаждения вязкость может фактически ухудшиться даже до того, что значения получаются как от обычных термических обработок. Кроме того, это снижение ударной вязкости может привести к значительному снижению стойкости к росту усталостной трещины.

#### Монотонное поведение

Исследуемым материалом была низкоалюминиевая сталь En30A, представленная в таблице I, и поставлялась в виде квадратного горячекатаного стержня толщиной 50 мм. Сталь подвергали аустенизации в течение 4 ч при 1300°C и затем непосредственно калили в мартенсит; или при обработке с медленным охлаждением путем закалки до 950 °C выдерживания в течение 6 ч и охлаждение на воздухе.

Все образцы затем отжигались в течение 1 часа при 200 °C. В таблице II приведены данные о одноосных растяжениях комнатной температуры и «допустимые» значения вязкости разрушения (K<sub>1с</sub>) для этих двух условий, что также дает результаты, полученные для той же стали после обычного раствора при обработке 6 ч при 950 °C

Термообработка при 1300°C, аустенизация может заметно улучшить ударную вязкость в этой стали по сравнению с обычной обработкой 950 °C при условии, что используется скорость быстрой закалки. Этот результат полностью подтверждает экспериментальные наблюдения Закея и др. на нескольких аналогичных низколегированных сталях. Однако при медленной скорости охлаждения от 1300°C вязкость снижается. Было высказано предположение, что этот последний эффект может быть обусловлен образованием верхнего бейнита, или сегрегацией видов в аустените во время

закалки. В последнем случае эффект может быть особенно серьезным, поскольку значительно больший размер зерна, полученный при более высокой температуре аустенизации может придать большее охрупчивание из-за более полного охвата сегрегации по сравнению с меньшей поверхностной границей зерен.

Однако для результатов исследования поверхностей трещины показало, что снижение вязкости можно объяснить еще одним фактором развитием «перегретого» состояния в стали с медленным охлаждением от 1300°C. Сравнение механизмов разрушения для образцов, охлажденных быстро и медленно от 1300°C (рисунок 32), показывает, что, в то время как закаленный образец сломался нормальным «ямочный» волокнистый перелом. Медленно же охлажденный экземпляр включал большие площади микропузырьковой коалесценции вдоль границ предшествующего аустенитного зерна. В обоих случаях частицы, инициирующие пустоты, были в основном MnS, хотя средний размер частиц в границах аустенита был значительно меньше. Этот режим слома межгранулярной микроподвижной коалесценцией, характерный для металлургической проблемы «перегрева» в низкоуглеродистых сталях. Остинвелизация при температурах свыше 1300°C позволяет входить в раствор с меньшим распределением исходного MnS, и если последующая скорость термообработки недостаточно быстра, то мелкая дисперсия MnS может осаждаться на границах зерна аустенита во время охлаждения. Это обеспечивает легкий путь для разрушения и, таким образом, снижает ударную вязкость. Никакое такое межзеренное волокнистое разделение не проявляется в стали, непосредственно закаленной с 1300°C. Поскольку времени для осаждения было недостаточно, результирующий разрыв происходит путем невязки коалесценции вокруг оставшихся нерастворенных частиц MnS в матрице, которые являются более грубыми и более широко разнесенными. Следовательно, смещения, создаваемые внутренним

выступом между частицами, больше, а вязкость соответственно выше [34-38].

Таблица 5: Состав En30A

C	Ni	Cr	Mn	Si	S	P	Mo	Sn
0.29	4.0	1.1	0.5	0.2	0.007	0.016	<0.05	72 ppm

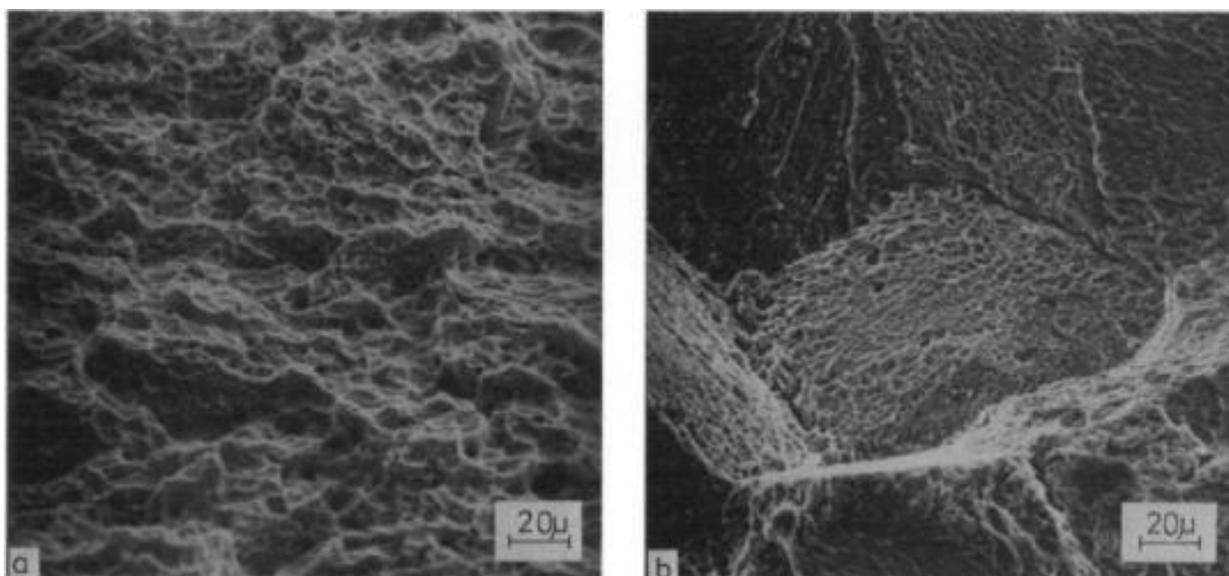


Рисунок 32 - Механизмы монотонного разрушения при комнатной температуре закаленных и отпущенных сталей с выдержкой 1 ч при 200°C En30A, после аустенитизации (а) 4 ч при закалке (масло), при которой происходит трансгранулярная микропузырьковая коалесценция (б) 4 ч при 1300°C медленным охлаждением (выдерживается при 950°C (6 ч) с воздушным охлаждением), демонстрируя большие площади межгранулярной микропузырьковой коалесценции.

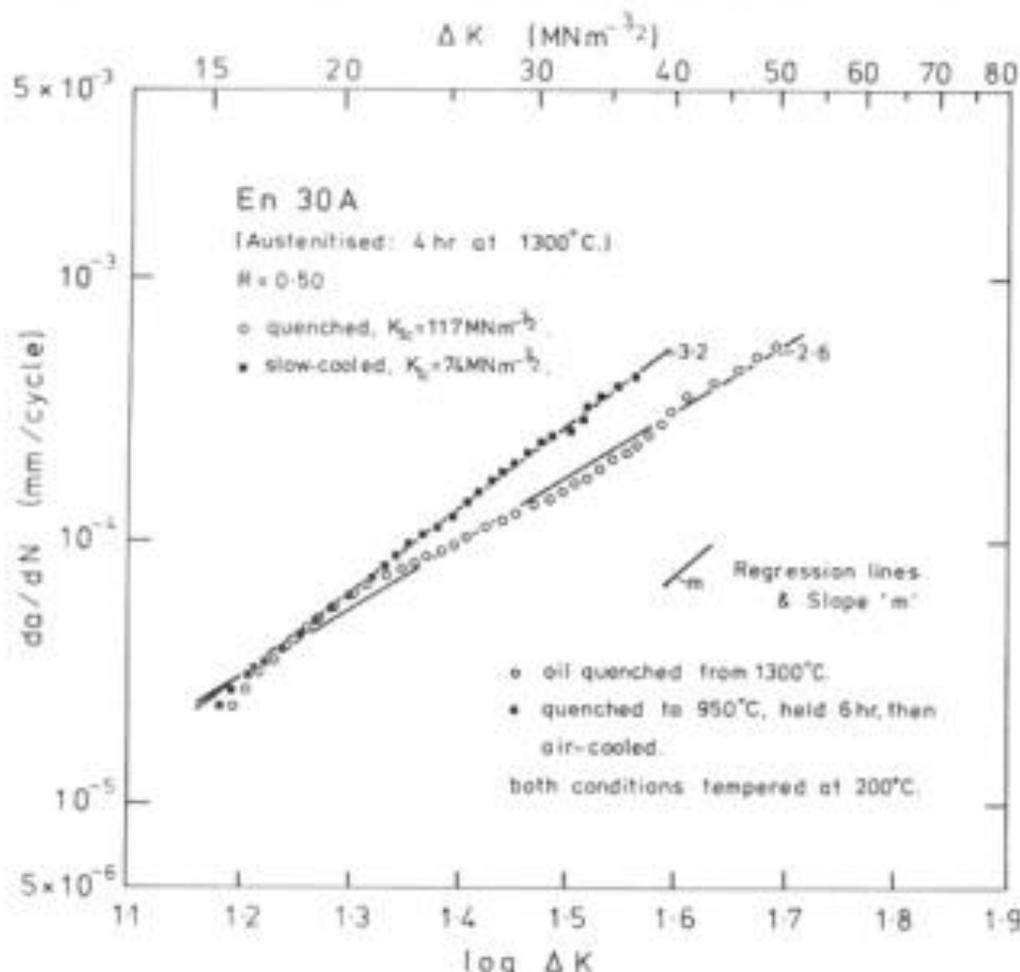


Рисунок 33 - Изменение скорости роста усталостной трещины ( $da/dN$ ) с интенсивностью переменного напряжения ( $\Delta K$ ) для En30A, аустенизированной при 1300°C. Начальная  $\Delta K = 15 \text{ MNm}^{-3/2}$ ,  $R = K_{\min} / K_{\max} = 0,50$ .

#### Регулирование нагрузки с разомкнутым контуром

С образцами изгиба SEN толщиной 20 мм, испытанное в четырехточечном (чистом) изгибе при комнатной температуре воздуха при 20 Гц; темпы роста контролируются с использованием метода электрического потенциала. Трещины инициировались при постоянной напряженности переменного напряжения  $\Delta K = 15 \text{ MNm}^{-3/2}$ ; отношение напряжений,  $R = K_{\min} / K_{\max}$ , поддерживается на уровне 0,5.

Для образцов, подвергшихся аустенизации при 1300°C, были сделаны сравнения поведения по распространению усталостной трещины для скоростей роста  $>10^{-5}$  мм/цикл для закалки и медленного охлаждения (закалка до 950 °, выдержка в течение 6 часов и с воздушным охлаждением) структур. Результаты с точки зрения скорости роста, построенной по отношению  $\Delta K$ , показаны на рисунке 32, где можно видеть, что медленно охлажденная структура демонстрирует более высокие скорости распространения усталостной трещины, особенно при высоких интенсивностях напряжений. Эти наблюдения можно объяснить с точки зрения возникновения волокнистого межзеренного разделения во время роста усталости для «перегретого» состояния, особенно при более высоких уровнях стресса. Сканирующие изображения сломов из электронного микроскопа показаны на рисунке 33, где механизмы разрушения сравниваются для масляно-охлажденных и медленно охлажденных структур при  $\Delta K = 30 \text{ MNm}^{-3/2}$ . Из рисунка 33 (a) и (d) видно, что разрушение в масляно-структурированной структуре является трансгранулярным, в то время как состояние с воздушным охлаждением свидетельствует о различии межзеренного разделения. При более высоких увеличениях масляно-образный образец, как видно, провалился за счет роста классической усталости (рисунок 33 (b) и (c)), тогда как механизм разделения в медленно охлажденной стали включает межгранулярную микропузырьковую коалесценцию (рисунок 33 (e) и (f)). Этот режим отказа, который также вызывает низкую ударную вязкость, наблюдается в возрастающих пропорциях с уровнем интенсивности напряжений до тех пор, пока при более высоких напряжениях ( $K_{\max} \sim 75 \text{ MNm}^{-3/2}$ ).

Недавно было показано, что более быстрые скорости распространения могут возникать в сталях с низкой вязкостью путем опережения дополнительных механизмов хрупкого разрушения («статические» моды). Такие моды могут включать трансгранулярное расщепление, хрупкое

межкристаллитное растрескивание и волокнистый перелом. Этот результат дает еще один пример ускоренных скоростей распространения трещин, вызванных в настоящее время возникновением межзернового волокнистого разделения. Эти результаты иллюстрируют опасности, связанные с использованием высокой температуры в попытке улучшить ударную вязкость. Если температура слишком высокая, ударная вязкость может быть уменьшена в результате того, что обычно называют «перегревом». На самом деле, это не перегрев как таковой, который вызывает снижение вязкости, как и «горения», но последующую скорость охлаждения. Если стали подвергают аустенизации при температурах, при которых может возникать раствор сульфидов, и скорость закалки не может подавить их осаждение на границах зерен аустенита, то ясно, что как прочность, так и устойчивость к усталости снижаются. Температура раствора, выше которой «перегрев» становится проблемой, может зависеть от нескольких других факторов в дополнение к скорости охлаждения. В низколегированных сталях, содержащих марганец, требуется температура 1300°C или выше для «перегрева» (для раствора MnS); но в хромосодержащих марганцевых сталях было показано, что межзерновые волокнистые переломы происходят после медленного охлаждения всего лишь с 1250°C, потому что CrS растворяется при более низкой температуре. При более высоком содержании серы >0,02 температура «перегрева» повышается до уровня выше 1400°C, потому что высокий уровень содержания серы понижает ударную вязкость за счет увеличения простоты трансгранулярного волокнистого разделения: следовательно, относительное ослабление на границах зерен недостаточно, чтобы вызвать отказ там преимущественно [39].

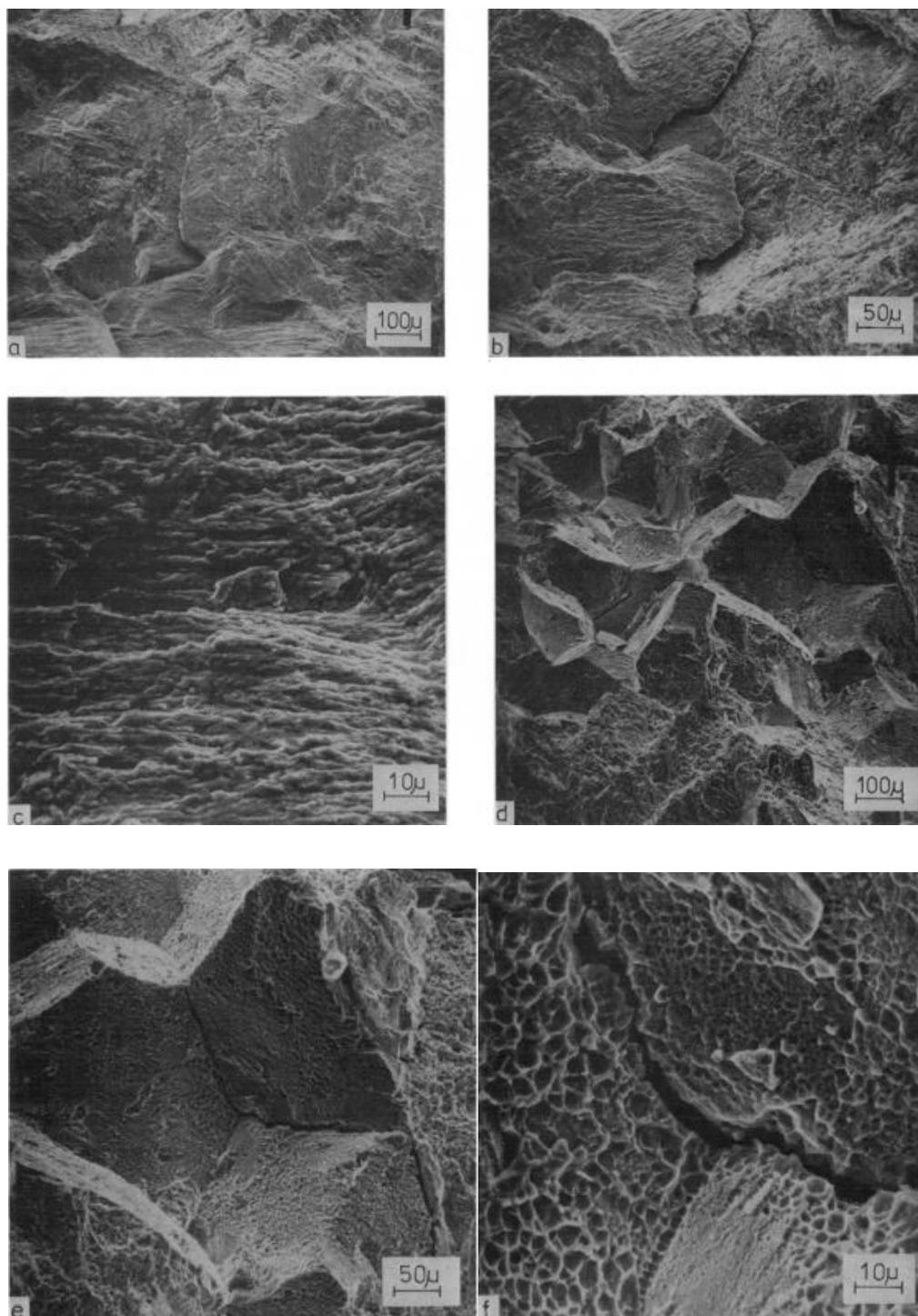


Рисунок 33 - Режимы разрушения при усталости En30A, аустенизированные при 1300 °С (a), (b) и (c) закалочном состоянии, показывающие рост трансгранулярных страт, и (d), (e) и (f) медленное охлаждение (выдерживается при 950 °С, с воздушным охлаждением), показывая наличие межкристаллитного трещинообразования ( $\Delta K = 30 \text{ МНм}^{-3/2}$ ,  $K_{\text{max}} = 60 \text{ МНм}^{-3/2}$ ). Стрелки указывают на общее направление роста трещины.

Количественная оценка влияния неметаллических включений на усталостную прочность высокопрочных сталей. I: Основной механизм усталости и оценка корреляции между напряжением перелома усталости и размером, и расположением неметаллических включений

Обсуждаются эффекты неметаллических включений на усталостную прочность металлов и обсуждаются основные факторы. Подчеркивается, что эффекты неметаллических включений должны анализироваться с точки зрения небольших дефектов или небольших трещин, поскольку пороговое условие на пределе усталости не является то, что для инициирования трещины, но для нераспространения трещины, исходящей из дефектов или включений. Чтобы учесть эту точку, были предсказаны уравнения для предсказания диапазона коэффициентов интенсивности пороговых напряжений,  $\Delta K_{th}$  и предела усталости  $\sigma_w$  для дефектов и небольших трещин, чтобы предсказать их для включений, содержащихся в высокопрочных сталях. Показано, что квадратный корень проектируемой области включений и твердость по Виккерсу,  $H_v$  являются критическими параметрами при прогнозировании предела усталости металлов, содержащих включения. Предсказания, предложенные предложенными уравнениями, находились в очень хорошем согласии с экспериментальными результатами, полученными на поверхности трещины, показывающей рисунки рыбьего глаза. Причины, по которым высокопрочные стали не увеличиваются линейно с увеличением твердости, и причина, почему рассеиватели предела усталости настолько велики, проясняются.

Ключевые слова: включение; высокопрочная сталь; Твердость по Виккерсу; пороговый коэффициент интенсивности напряжений; рыбий глаз; предел усталости

Высокопрочные стали или высокотвердые стали уже давно используются в подшипниках, пружинах, холодных ковочных инструментах и компонентах самолетов. В последнее время эти материалы более широко используются в других машинах и структурах из-за требований к высокой

производительности в тяжелых условиях окружающей среды. Известно, что существует хорошая корреляция между вращающимся изгибом или одноосной усталостной прочностью  $\sigma_w$ , гладких образцов и пределом прочности при растяжении,  $\sigma_b$  или твердостью по Виккерсу,  $H_v$ , для сталей с низкой или средней прочностью. На основании экспериментальных результатов это можно записать так:

$$\sigma_w \cong 1.6 H_v \pm 0.1 H_v \quad (H_v \leq 400)$$

Однако в более высоком диапазоне твердости по Виккерсу или предельной прочности на растяжение линейная корреляция не выполняется, и имеется больше разброса значений усталостной прочности.

Происхождение усталостного разрушения в высокопрочной стали не всегда находится на поверхности, но часто на некотором расстоянии от него, образуя так называемый рыбный глаз. Это говорит о том, что неметаллические включения оказывают сильное влияние на усталостную прочность высокопрочных сталей; однако детали этого эффекта неизвестны.

Цель этой статьи - установить простой механизм этого явно сложного процесса и предложить метод количественной оценки усталостной прочности высокопрочных сталей, содержащих неметаллические включения.

На сегодняшний день есть основные вопросы, на которые необходимо ответить, можно резюмировать следующим образом:

- Почему сила усталости теряет линейную корреляцию с увеличением твердости за пределами определенной величины твердости?
- Какие факторы контролируют критический размер включений, которые влияют на усталостную прочность?
- Почему существует большой разброс пределов усталости высокопрочных сталей?
- Какие параметры представляют форму и размер включений?
- Какая материальная характеристика имеет самую сильную корреляцию с усталостной прочностью матрицы?

Эти вопросы имеют много общего с проблемами, связанными с дефектами и микротрещинами в материалах, например, в отверстиях и пустотах. Результаты для них весьма ценны, давая основное понимание для изучения влияния включений. Чтобы количественно исследовать влияние мелких дефектов и трещин, Мураками и др. проводили испытания на изгибающую усталость на закаленной (Hv=650) и (Hv=520) 0,46% С стали с использованием образцов, которые содержали искусственное небольшое отверстие диаметром от 40-200 мкм. Из экспериментальных результатов они пришли к выводу, что: точная зависимость между пределом усталости и твердостью не может быть получена из средней твердости образца, именно твердость матрицы вблизи начала разрушения определяет предел усталости, даже очень маленькое отверстие диаметром 40 мкм становится причиной значительного снижения предела усталости сталей, имеющих Hv>500 и когда полосы скольжения в микроструктуре становятся источником усталостного разрушения. Эмпирическая формула, показывающая линейную зависимость между пределом усталости и Hv, также сохраняется в случае твердых сталей. После этого Мураками и Эндо подробно исследовали влияние твердости по Виккерсу и геометрии и размера мелких поверхностных дефектов на предел усталости при вращающемся изгибе и сжатии, растяжения для более чем 15 материалов и эмпирически выведены следующие уравнения для предсказания порогов усталости при поверхностных дефектах и трещинах. Диапазон коэффициентов интенсивности пороговых напряжений,  $\Delta K_{th}$  ( $\Delta K = K_{max} - K_{min}$ ) в МПа м<sup>1/2</sup> для отношения напряжений, R = -1, задается формулой:

$$\Delta K_{th} \cong 3.3 \times 10^{-3} (Hv + 120) (\sqrt{area_d})^{1/3}$$

Предел усталости,  $\sigma_w$ , в МПа, определяется выражением:

$$\sigma_w \cong 1.43 (Hv + 120) / (\sqrt{area_d})^{1/6}$$

где площадь, в мкм, - площадь дефекта, проецируемого на плоскость, перпендикулярную максимальному растягивающему напряжению.

Уравнения были получены на том основании, что при условии ограничения усталости дефект, занимающий трехмерное пространство, эквивалентен трещине.

Уравнение предела усталости,  $\sigma_w$ , в МПа включает переменную  $\overline{area}$  и показывает, что для небольших трещин  $\Delta K_{th}$  не является материальным постоянным, а зависит от размера трещины, особенно на  $(\overline{area})^{1/3}$ . Поэтому следует отметить, что методы, основанные на значениях  $\Delta K_{th}$  для больших трещин, не могут быть применены к предсказанию усталостной прочности материалов, содержащих небольшие неметаллические включения.

Целью настоящего исследования является расширение концепции уравнений для поверхностных дефектов и трещин для внутренних неметаллических включений.

Метод предсказания прочности усталости.

Предложенная в этой статье концепция метода прогнозирования в основном такая же, как и для поверхностных дефектов и трещин. Однако, поскольку внимание уделяется неметаллическим включениям в качестве истоков слома, необходимо учитывать правильное условие для усталостного разрушения при включениях. Общепринято, что так называемые образцы рыбьего глаза наблюдаются при истощении усталостных трещин высокопрочных сталей. Это означает, что изначально трещина усталости зарождается на границе раздела между включением и матрицей или что само включение сначала треснуло, а затем трещина позже распространялась в матрицу. Как известно, предел усталости незамороженных образцов сталей с низкой и средней прочностью не является критическим напряжением для инициирования трещины, но является пороговым напряжением для нераспространения трещины, которая обычно зарождается на полосах скольжения или границах зерен. Эта характеристика предела усталости должна учитываться для оценки усталостной прочности высокопрочных сталей. Другими словами, включения можно считать практически эквивалентными дефектам или пустотам, так как напряжения в

неметаллических включениях освобождаются наличием трещин (беговой поверхности) на границе раздела между включением и матрицей или внутри включений [40].

Уравнения и применение к экспериментальным данным.

#### Поверхностные включения

Критическое включение (происхождение усталостного разлома) не обязательно является самым большим, так как значение напряжения во включении, т. е. расположение включения в образце, также является важным фактором. Когда критическое включение существует на поверхности образца,  $\Delta K_{th}$  и  $\sigma_w$  могут быть предсказаны уравнениями. Однако, если критическое включение находится в подповерхностном слое, почти на свободной поверхности, как показано на рисунке 34, области должны оцениваться как включающие материал внутри пунктирной линии, а не просто область включения.

Это модифицированная оценка площадей считается разумной, учитывая анализ Мураками и Немат Нассера, в котором были изучены характеристики максимального значения коэффициентов интенсивности напряжений для трещины разрастающейся поверхности неправильной формы. Мураками показал, что максимальное значение коэффициента интенсивности напряжений для поверхностной трещины произвольной формы можно приблизительно оценить,

$$K_{I \max} \cong 0.650 \sigma_0 (\pi \sqrt{\text{area}_e})^{1/2}$$

где  $\sigma_0$ - максимальное растягивающее напряжение.

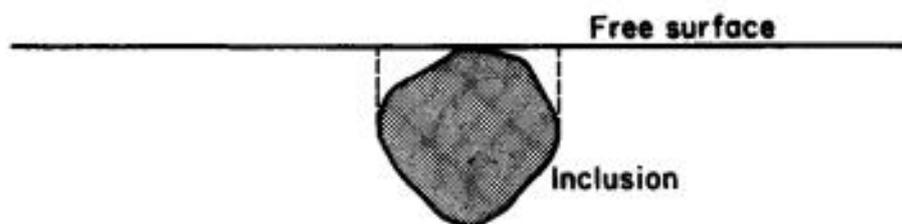


Рисунок 34 - Включение вблизи свободной поверхности

## Внутренние включения

Для решения проблем внутренних включений необходимо вывести уравнение факторов интенсивности напряжений (например, уравнение для поверхностной трещины) для внутренней трещины произвольной формы.

Учитывая максимальные значения коэффициента интенсивности напряжений,  $K_{I \max}$  вдоль фронта эллиптической трещины, квадратной трещины и треугольной трещины, и значений внутренних трещин, приблизительно уравнение может быть задано:

$$K_{I \max} \cong 0.5 \sigma_0 (\pi \sqrt{area_i})^{1/2}$$

Ошибка уравнения составляет менее 5% для эллиптических трещин и менее 10% для других форм.

Хотя уравнение значений внутренних трещин предлагается для приблизительной оценки коэффициентов интенсивности напряжений для внутренних трещин, оно может с достаточной точностью предсказывать трещины вблизи свободной поверхности. Для круговой трещины с отношением радиус-глубина  $a / h = 0,8$  (рисунок 35)  $K_{I \max}$  только увеличивается примерно на 10% по сравнению с тем, что используется для внутренней трещины.

Из уравнений простое соотношение могут быть получены между  $\overline{area_i}$  и  $\overline{area_s}$ , которые дают одинаковые значения  $K_{I \max}$  для внутренней и поверхностной трещин:

$$\sqrt{area_i} = 1.69 \sqrt{area_s}$$

Для таких внутренних дефектов и трещин диапазон коэффициентов интенсивности пороговых напряжений  $\Delta K$  ( $\Delta K = K_{\max} - K_{\min}$ ) для  $R = -1$  задается формулой:

$$\Delta K_{th} \cong 2.77 \times 10^{-3} (Hv + 120) (\sqrt{area_i})^{1/3}$$

Предел усталости  $\sigma_w$ , задается формулой

$$\sigma_w \cong 1.56 (Hv + 120) / (\sqrt{\text{area}_i})^{1/6}$$

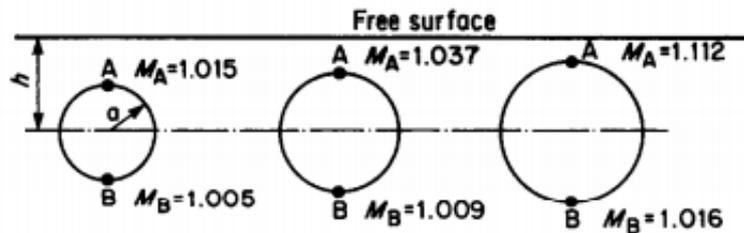


Рисунок 35- Факторы интенсивности напряжений,  $K_I = M (2/\pi) \sigma_0 \sqrt{\pi a}$  для круговой трещины вблизи поверхности. Условия слева направо:  $a/h = 0,5$ ,  $M_A / M_B = 1,010$ ,  $a/h = 0,625$ ,  $M_A / M_B = 1,028$  и  $a/h = 0,8$ ,  $M_A / M_B = 1,094$

Теперь сопоставив расчеты, приведенные в уравнении предела усталости и экспериментальных результатах, и рассмотрим применимость уравнения предела усталости к внутренним дефектам и трещинам. Кауда и др. провели испытания на усталость при изгибе на трех типах подшипниковых сталей и подробно зафиксировали рыбий глаз, наблюдаемый на поверхностях разрушения. В таблице 6 показаны не только полученные экспериментальные данные, но и некоторые неопубликованные данные вместе с предсказанным пределом усталости  $\sigma_w$  в месте расположения неметаллических включений. Значения  $\text{area}_i$  в таблице 6 были оценены по формуле  $\text{area}_i = \pi * \text{большой радиус} * \text{малый радиус} / 4$ , где основной и малый радиусы обозначают значения эллипса, которые аппроксимируют форму включения в рыбный глаз. Когда амплитуда напряжений  $\sigma'$ , в месте включения превышает предсказанный предел усталости,  $\sigma_w'$ , ожидается, что включение станет истоком трещины. Значения  $\sigma' / \sigma_w'$  в таблице 1 все больше 1,0, а усталостная недостаточность этих образцов совпадает с расчетами.

В таблице 7 приведены аналогичные данные, полученные Конума и Фурукава, а также дополнительные результаты на закаленном и отпущенном 0,35% С и 0,55% С. В этих материалах типичный рыбий глаз, как показано на

рисунке 36, наблюдался у большинства образцов. Значения  $\sigma' / \sigma_w'$  в таблице 7 больше 1, за исключением двух случаев, которые очень близки к 1.

Поэтому можно сделать вывод, что прогнозы точны. Чтобы исследовать ожидание того, что более высокие значения  $\sigma' / \sigma_w'$  приведут к более короткой усталостной жизни, отношения между  $\sigma' / \sigma_w'$  и числом циклов усталости до отказа,  $N_f$ , в таблицах 6 и 7 приведены на рисунке 37.

Таблица 6. Размер и расположение включений и предела усталости, предсказанных уравнением (8)

Material and Vickers hardness, Hv	Nominal stress at surface, $\sigma$ (MPa)	Cycles to failure, $N_f$	Inclusion size, area ( $\mu\text{m}^2$ )	Distance from surface, $h$ ( $\mu\text{m}$ )	Shape of inclusions	Nominal stress at inclusion, $\sigma'$ (MPa)	Fatigue limit predicted by Equation (8), $\alpha_w'$ (MPa)	$\sigma' / \alpha_w'$
Steel N Hv $\approx$ 734	981	$254.36 \times 10^4$	962	316		907	752	1.21
	981	120.05	1343	370		895	731	1.22
	932	429.54	1154	390		846	740	1.14
	883	1280.50	962	120		858	752	1.14
	981	192.51	1343	38		971	731	1.33
	932	296.64	1501	420		839	724	1.16
	912	134.21	808	63		898	763	1.18
	883	277.34	416	14		879	806	1.09
	883	729.50	857	295		821	759	1.08
	1030	125.25	577	310		954	806	1.18
Steel S Hv $\approx$ 758	1030	556.77	254	140		995	863	1.15
	981	422.95	231	28		973	870	1.12
	981	898.01	99	74		963	934	1.03
	981	175.51	156	10		978	899	1.09
	1030	224.64	346	74		1011	841	1.20
	1030	30.52	491	24		1023	817	1.25
	1030	26.48	804	110		1003	784	1.28
	971	735.45	836	350		960	782	1.14
	981	50.11	1409	80		961	686	1.40
	981	39.21	858	170		941	715	1.32
Steel V Hv $\approx$ 685	932	683.38	1056	570		807	703	1.15
	883	138.24	2859	200		841	647	1.30
	981	75.06	962	350		900	708	1.27
	932	160.35	654	240		878	732	1.20
	932	11.12	2206	100		909	661	1.38
	932	23.40	10 147	1030		706	582	1.21
	834	420.00	4882	600		715	619	1.16

Таблица 7. Размер и расположение включений и предела усталости, предсказанных уравнением (8)

Material	Hv	$\sigma$	$N_f$	Area	$h$	$\sigma'$	$\alpha'_w$	$\sigma'/\alpha'_w$
S35C	570	724	$4.02 \times 10^6$	1134	42	716	599	1.20
	610	713	4.40	2204	200	681	600	1.14
	672	717	3.23	641	66	706	721	0.974
	655	735	2.19	1023	50	727	679	1.07
	638	724	1.08	1960	70	712	629	1.13
	657	686	1.48	1254	30	681	669	1.02
S55C	782	887	9.35	473	250	838	842	0.995
	775	918	2.37	769	290	858	802	1.07
	797	897	2.35	750	143	868	824	1.05
	801	896	4.40	491	110	874	857	1.02
	803	892	7.87	1257	375	817	803	1.02
	831	910	4.01	1257	175	874	819	1.05

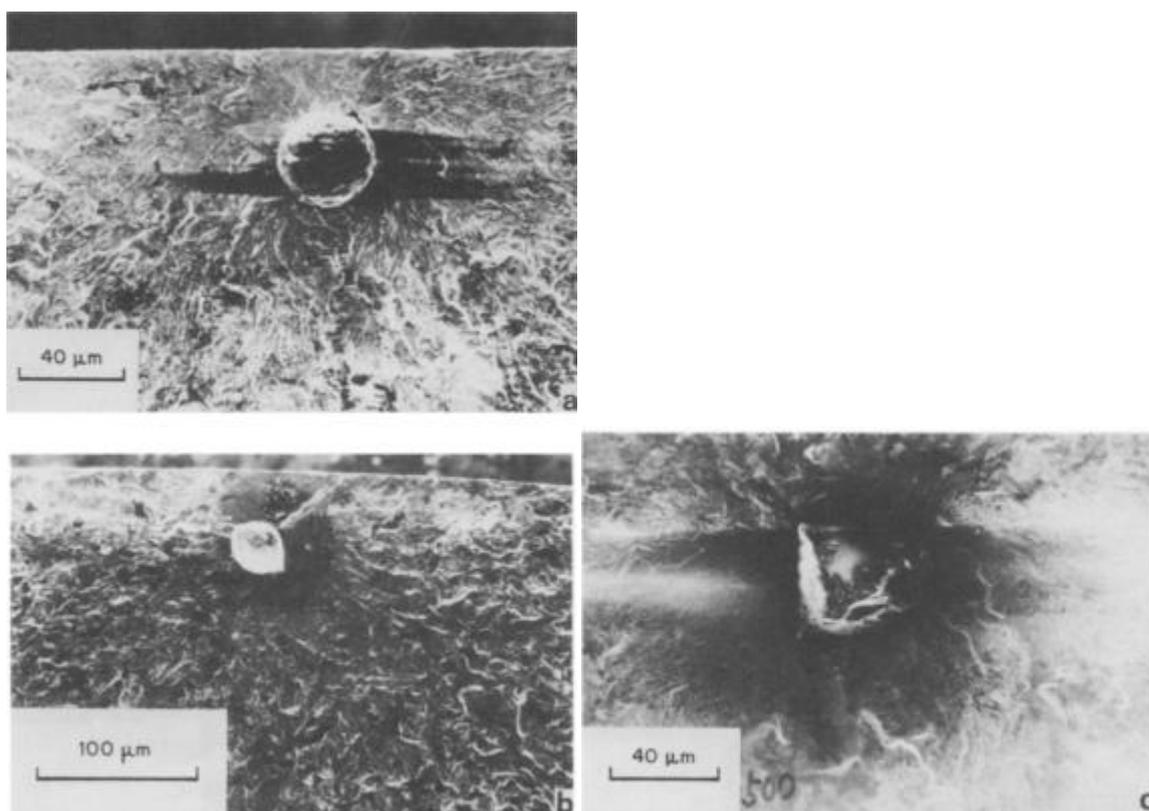


Рисунок 36 - Включение в центре рыбьего глаза (сталь 0,35% С (S35C)): (a) Hv 570,  $\sigma = 724$  МПа,  $N_f = 4,02 \times 10^6$ ,  $h = 42$  мкм; (b) Hv = 655,  $\sigma = 735$  МПа,  $N_f = 2,19 \times 10^8$ ,  $h = 50$  мкм; и, (c) Hv = 638,  $\sigma = 724$  МПа,  $N_f = 1,08 \times 10^6$ ,  $h = 70$  мкм

Для трех несущих сталей и пределов усталости, определенных Кауда, были 872 МПа, 970 МПа и 843 МПа, соответственно. Однако эти значения не обязательно указывают правильные пределы усталости, поскольку в таблице 7 имеется несколько случаев, когда значения  $\sigma'$  ниже пределов усталости, определенных Кауда и в действительности образцы сломались. Другими словами, если включения таблицы 7 существовали на поверхности образца или вблизи нее, эти образцы были бы обязательно сломаны при амплитуде напряжения предела усталости, определенного Кауда.

Выводы, полученные в этом исследовании, помогут правильно интерпретировать усталостные данные других высокопрочных сталей, о которых сообщалось в предыдущих исследованиях, а также упростят понимание сложных усталостных характеристик высокопрочных сталей. Матрица из высокопрочных сталей имеет собственный предел усталости, который пропорционален твердости, а также низко- и среднеуглеродистой стали. Внутренний предел усталости может быть получен, если размер включений ( $\sqrt{area_s}$  или  $\sqrt{area_i}$ ) меньше критического значения. Другими словами, предельные значения низкой усталости высокопрочных сталей вызваны включениями большего размера, чем критическое значение, зависящее от твердости по Виккерсу. Поскольку расположение включений влияет на усталостную прочность, а также на количество включений, можно сделать вывод, что образцы высокопрочных сталей имеют разные пределы усталости, что характерно для широкого разброса экспериментальных данных. Однако в случае низко- и среднеуглеродистой стали размеры включений и дефектов, которые обычно образуются в процессе производства, меньше критического значения, и трещины скольжения или зернистые трещины, зарождающиеся в матрице, обычно являются усталостными трещинами. Следовательно, разброс экспериментальных данных становится пренебрежимо малым. Эти соотношения между пределом усталости, твердостью и включениями приводят к предположению о том, что достижение предела высокой усталости можно ожидать, если размеры

включений и дефектов контролируются с размером, меньшим критического значения, которое зависит от твердости. На самом деле Сайто и Итох сообщили, что предел усталости сверхчистых пружинных сталей с увеличением твердости увеличился, а разброс усталостной прочности был очень мал по сравнению с обычными пружинными сталями.

Таблица 8. Размер и расположение включений и предела усталости

Material	Hv	$\sigma$	$N_f$	Area	h	$\sigma'$	$\alpha_w'$	$\sigma'/\alpha_w'$
S45C <sup>19</sup>	803	900	$5.27 \times 10^6$	712	100	864	833	1.04
	641	900	1.19	802	59	879	681	1.29
SAE9254 <sup>8</sup>	550	765	10.01	565	247	670	616	1.01
	-600						-662	-1.09

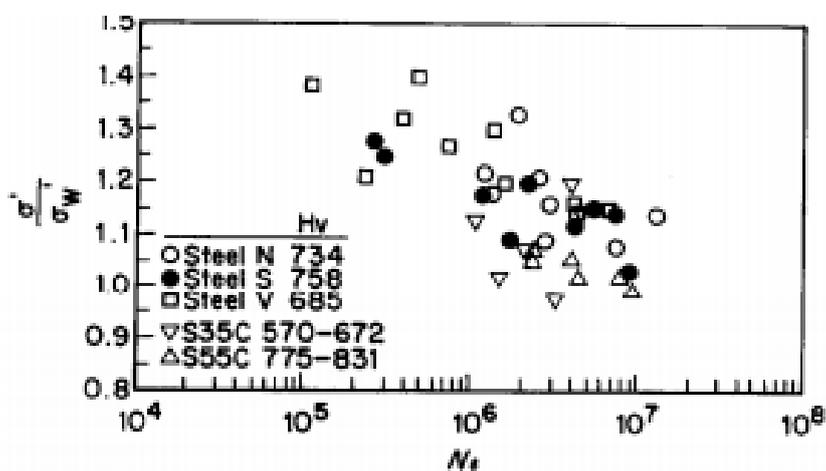


Рисунок - 37 Связь между циклами до отказа,  $N_f$  и отношением амплитуды напряжения при включении,  $\sigma'$ , к пределу усталости,  $\sigma_w$ , путем прогнозирования

1) Проблема усталостных включений считается эквивалентной проблеме малых трещин, если площадь, проецируемая на плоскость, перпендикулярную максимальному основному напряжению, равна площади трещины. Поэтому следует отметить, что  $\Delta K_{th}$  для включения (эквивалентная трещина) зависит от его размера, то есть  $\sqrt{area}$ .

2) Предел усталости в точке включения может быть оценен с использованием одного из двух уравнений. Предел усталости при включении поверхности определяется выражением

$$\sigma_w \cong 1.43 (Hv+120)/(\sqrt{area_i})^{1/6}$$

а для внутреннего включения

$$\sigma_w \cong 1.56 (Hv+120)/(\sqrt{area_i})^{1/6}$$

Для многих экспериментальных результатов были рассчитаны отношения приложенного напряжения  $\sigma_w$ , оцененные в центре рисунков рыбьего глаза, и было подтверждено, что отношения очень хорошо коррелируют с числом циклов до разрушения.

3) В случае высокопрочных сталей необходимо признать, что отдельные образцы имеют определенные пределы усталости. Предлагается метод определения верхнего и нижнего пределов усталостной прочности.

4) Критический размер ( $\sqrt{area}$ ) включений, которые уменьшают усталостную прочность, можно определить, используя уравнение для предсказания  $\sigma_w$  и учитывая верхний предел усталостной прочности  $\sigma_w0$ , который оценивается по Hv и эмпирической формуле. Было бы немного упрощенным рассматривать Hv как материальный параметр. Однако следует подчеркнуть, что усталостная прочность сталей с низкой и средней прочностью очень хорошо коррелирует с Hv и почти независимо от микроструктуры. Хотя в этой статье авторы попытались упростить сложные проблемы усталости включений, другие факторы, такие как остаточное напряжение, остаточные микросостояния и взаимные взаимодействия между включениями, еще предстоит детально рассмотреть в будущих исследованиях.

## 2 МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ

### 2.1 Исследуемый материал

На исследование представлены образцы, вырезанные из круга сверленного  $\varnothing 205/\varnothing 70$  мм заготовка – круг  $\varnothing 210$  мм, материал сталь 40ХН2МА, плавка В39780. Заготовки проходили термическую обработку по режиму: нормализация, 2,5 ч + закалка, 3 ч + отпуск, 4,5 ч, среда охлаждения ПКМ (ближе к маслу).

Заготовка – круг  $\varnothing 210$  мм, материал сталь 40ХН2МА, плавка В40074, Заготовки проходили термическую обработку по режиму: нормализация, 2,5 ч + закалка, 4 ч + отпуск, 5 ч, среда охлаждения ПКМ (ближе к маслу).

Образец, вырезанный из круга сверленного  $\varnothing 230/\varnothing 50$  мм заготовка – круг  $\varnothing 230$  мм, материал сталь 40ХН2МА, плавка В39212. Заготовки проходили термическую обработку по режиму: нормализация 3 ч + закалка 4 ч + отпуск 5 ч, среда охлаждения ПКМ (ближе к маслу).

Трещины на внутреннем диаметре заготовок обнаружены после термической обработки.

### 2.2 Механические испытания конструкционных материалов

Зная методы управления микроструктурой и макроструктурой конструкционных материалов, контролируя конструкцию, мы, в свою очередь, можем контролировать механические свойства, чтобы выбрать наиболее совершенный материал для конструкции.

Существует шесть важных механизмов, используемых для управления структурой и свойствами: упрочнение размера зерна, упрочнение твердого раствора, упрочнение деформации, дисперсионное упрочнение, старение и фазовые превращения. Все вводят барьеры на скольжение. В первых трех методах опираются на три типа несовершенств решетки. Контролируя поверхностные дефекты, такие как границы зерен, мы получаем увлечение

размера зерен. Контроль точечных дефектов, таких как атомы замещения, приводит к усилению твердого раствора. Увеличение числа линейных дефектов или дислокаций обеспечивает деформационное упрочнение.

На курсах технического вуза обсуждаются механизмы укрепления с точки зрения обработки материала. Легирование дает упрочнение твердого раствора и обеспечивает основу для усиления дисперсии. Деформационная обработка вызывает деформационное упрочнение и помогает контролировать размер и форму зерна. Термическая обработка позволяет нам выполнять методы усиления дисперсии, возрастного упрочнения и фазового превращения.

Подбираются материалы для многих компонентов и областей применения, подбирая механические свойства материала в соответствии с условиями эксплуатации, необходимыми для компонента. Первый шаг в процессе выбора требует анализирование, чтобы определить наиболее важные характеристики, которыми должен обладать материал. Материал должен быть прочным, жестким или пластичным? Будет ли он подвергаться многократному применению высокой силы, внезапной (ударной) силы, высокого напряжения при повышенной температуре или абразивных условиях? После того, определены необходимые свойства, мы можем выбрать соответствующий материал, используя данные, указанные в справочниках. Тем не менее, мы должны знать, как получить свойства, перечисленные в справочнике, знать, что означают свойства, и понимать, что перечисленные свойства получены из идеализированных тестов, которые могут не совсем точно применяться в реальных инженерных приложениях.

### **2.2.1 Испытания на растяжение**

Эти тесты используются для статического или медленного наложения напряжения на материал и изменения реакции материала на это напряжение. Математическое определение напряжения — это нагрузка на тело, распределенная по площади поперечного сечения тела

Растягивающее напряжение имеет тенденцию разрывать элемент; сжимающее напряжение имеет тенденцию разрушать тело; напряжение сдвига имеет тенденцию раскалывать конструктивный элемент; изгибающее напряжение имеет тенденцию отклонять тело. В справочниках по свойствам материалов неизменно перечисляются свойства материалов, подвергающихся растягивающей нагрузке. Данные о реакции материала на сжатие и сдвиг иногда даются, но часто нет. Допустимое напряжение кручения, которое материал может выдержать, измеряется прочностью на сдвиг, а допустимое напряжение изгиба, которое материал может выдерживать, основано на свойствах растяжения. Это связано с тем, что изгиб приводит к натяжению внешних волокон элемента.

Реакция материала на три основные формы напряжения - растяжение, сжатие и сдвиг - может быть измерена на универсальной испытательной машине, чаще называемой испытателем на растяжение. Эти машины, одна из которых показана на рисунке 38, могут тянуть в осевом направлении тестовый образец (растягивающая нагрузка) или толкать тестовый образец для измерения реакции на нагрузку сжатия.

Эти машины прикладывают растягивающую нагрузку, когда один конец испытуемого образца (образцов) прикреплен к подвижной траверсе, а другой конец прикреплен к неподвижному элементу. Затем траверса приводится в движение таким образом, чтобы раздвинуть образец. Нагрузка на сжатие достигается путем прижатия траверсы к коротким цилиндрам, установленным на неподвижной плите машины. Вложения используются для удержания образцов различной формы, но образцы на растяжение обычно делаются в форме «собачьей кости» (рисунок 39).

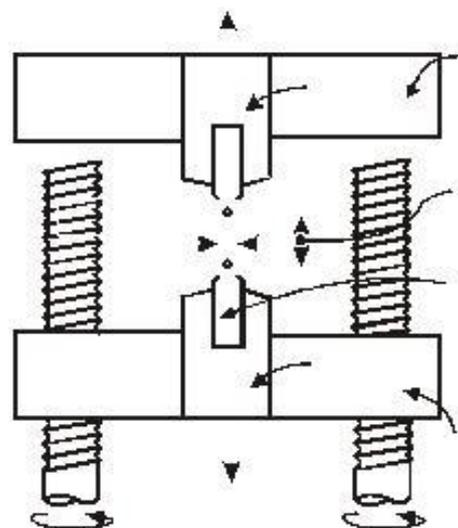
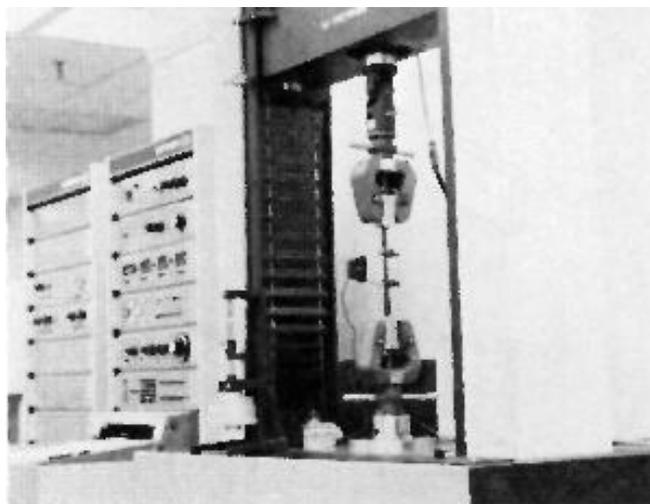


Рисунок 38 - Типичная универсальная испытательная машина

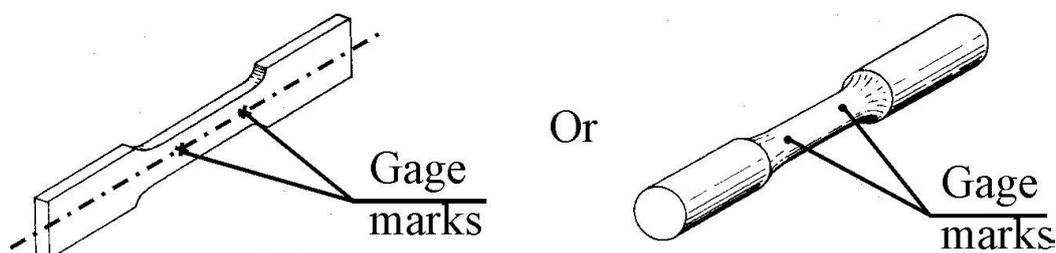


Рисунок 39 - Форма «собачья кость» обеспечивает разрыв образца в центре, а не в области захвата.

## 2.3 Испытание на удар

### 2.3.1 Типы ударных испытаний

Испытание на растяжение обычно проводят при низкой скорости деформации, при которой образец очень медленно нагружается и удлиняется. Когда материал подвергается внезапному интенсивному удару, при котором скорость деформации является чрезвычайно быстрой, материал может вести

себя гораздо более хрупким образом, чем это наблюдается в испытании на растяжение.

Ударная вязкость используется для измерения способности материала противостоять ударным нагрузкам. Классическое определение ударной вязкости — это энергия, необходимая для разрушения данного объема материала, так называемая энергия удара, поглощаемая образцом во время разрушения. Единицы этого свойства указываются в фут-фунтах (ft\*lb) в английской системе и в джоулях / кубический метр (Дж/м<sup>3</sup>) в метрической системе (SI), где 1 ft\*lb=1,356 Дж.

Способность материала противостоять ударному удару часто называют ударной вязкостью материала. Интересно, что керамика и хрупкие металлы, такие как серый чугун, имеют незначительную ударную вязкость.

В металлах и полимерах ударная вязкость чаще всего измеряется ударной машиной маятникового типа. В ходе испытания тяжелый маятник, который начинается на высоте  $h_0$ , качается по своей дуге, ударяется и разбивает образец и достигает более низкой конечной высоты  $h_f$  (рисунок 40). Зная начальные и конечные высоты маятника, можно рассчитать энергию удара как разницу в потенциальной энергии.

Тест Изода часто используется для неметаллических материалов. Образец для испытаний может быть с надрезом или без надреза. Образцы с V-образным надрезом лучше измеряют сопротивление материала распространению трещин (рисунок 41).

Для большинства металлов образец, показанный на рисунке 41, имеет выемку, чтобы вызвать разрушение в желаемом месте. Когда данные о воздействии сообщаются как Шарпи V, или с надрезом Изод, это будет означать, что образцы с надрезом были использованы. В данных, которые не указывают на надрезанный образец, есть вероятность, что материал действительно довольно хрупкий. Данные о воздействии с надрезом нельзя сравнивать с данными без надреза.

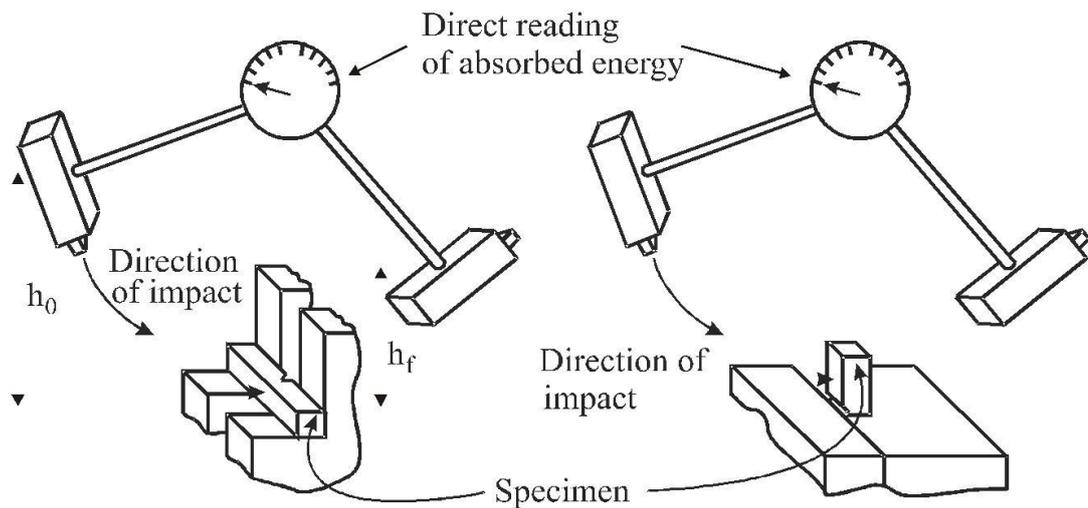


Рисунок 40 - Принцип испытания на общий удар: Шарпи (а) и Изод (б)

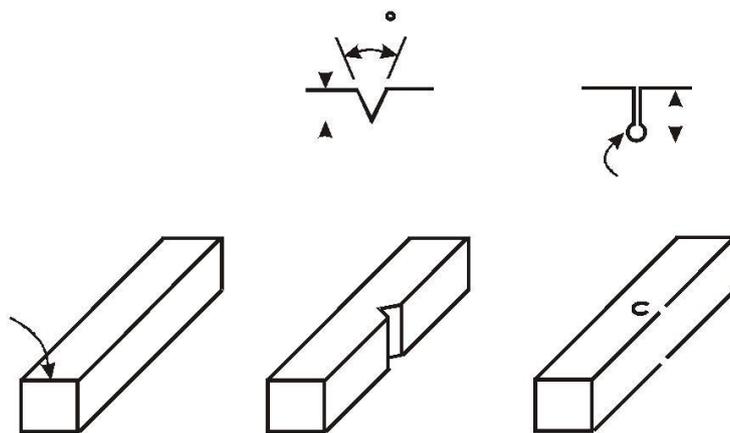


Рисунок 41 - Размеры типичного образца в тесте Шарпи и Изода

## 2.4 Фрактографический анализ

Фрактография — это исследование поверхностей разрушения материалов. Фрактографические методы обычно используются, чтобы определить причину отказа в инженерных сооружениях, особенно в отказе изделия и практике судебной инженерии или анализа отказа. В материаловедческих исследованиях фрактография используется для разработки и оценки теоретических моделей поведения роста трещины.

Одной из целей фрактографического исследования является определение причины отказа путем изучения характеристик разрушенной

поверхности. Различные типы роста трещин (например, усталость, коррозионное растрескивание под напряжением, водородное охрупчивание) создают характерные особенности на поверхности, которые можно использовать для идентификации режима разрушения. Однако общая картина растрескивания может быть важнее, чем одна трещина, особенно в случае хрупких материалов, таких как керамика и стекло.

Важной целью фрактографии является установление и изучение происхождения трещин, так как исследование в начале координат может выявить причину возникновения трещин. Первоначальное фрактографическое исследование обычно проводится в макромасштабе с использованием оптической микроскопии малой мощности и технологий наклонного освещения для определения степени растрескивания, возможных режимов и вероятного происхождения. Оптической микроскопии или макрофотографии часто достаточно, чтобы точно определить природу разрушения и причины возникновения и роста трещин, если известна схема нагружения.

Общими признаками, которые могут вызвать возникновение трещин, являются включения, пустоты или пустые отверстия в материале, загрязнение и концентрации напряжений.

## **2.5 Оптическая эмиссионная спектроскопия**

Оптическая эмиссионная спектроскопия, или OES, является надежной и широко используемой аналитической техникой, используемой для установления элементного состава широкого спектра металлов.

Типы образцов, которые могут быть проанализированы с использованием OES, включают образцы из расплава при производстве первичного и вторичного металла, а также в металлообрабатывающей промышленности болты, трубки, проволоки, стержни, пластины и так далее.

OES использует часть электромагнитного спектра - видимый спектр и часть ультрафиолетового спектра. Это от 130 до 800 нм с точки зрения длины волны.

OES способен анализировать широкий спектр элементов от лития до урана в примерах из твердого металла, охватывающих широкий диапазон концентраций, обеспечивающих низкие пределы обнаружения, высокую точность и очень высокую точность.

Элементы и концентрации, которые могут быть определены анализаторами OES, зависят от тестируемого материала и типа используемого анализатора.

Существует три основных компонента анализаторов OES: первый - это электрический источник, который запускает атомы в металлическом образце, так что они производят линии светового или оптического излучения, требующие нагревания небольшой части образца до тысяч градусов Цельсия, это достигается с помощью электрического источника высокого напряжения в спектрометре через электрод. Разница в электрическом потенциале между электродом и образцом создает электрический разряд, который проникает в образец и вызывает нагревание и испарение материала на поверхности. Впоследствии атомы материала возбуждаются, испуская характерные для элемента эмиссионные линии.

Можно создать две формы электрического разряда: либо дуга, которая является событием включения/выключения, подобно удару молнии, либо искра, которая представляет собой серию событий с несколькими разрядами, когда напряжение электрода включается и выключается. На основе измеренного элемента и требуемой точности используются эти два режима работы.

Оптическая система является вторым компонентом, показана на рисунке 42. Свет - множество оптических эмиссионных линий от испаренного образца, называемого плазмой, - поступает в спектрометр. Поступающий свет разделяется на специфические для элемента длины волны

с помощью дифракционной грации в спектрометре, и интенсивность света для каждой специфической для элемента длины волны измеряется соответствующим детектором. Измеренная интенсивность пропорциональна элементу смещения концентрации в образце.

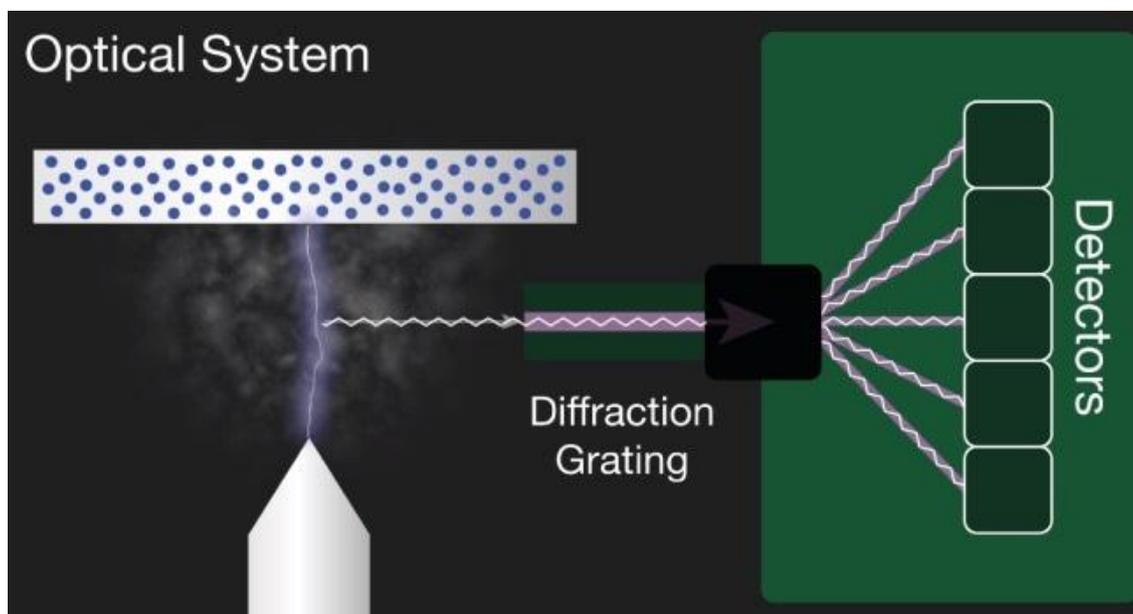


Рисунок 42 – Схема оптической системы оптико-эмиссионного анализатора химического состава

Компьютерная система является третьим компонентом. Компьютерная система получает измеренные интенсивности и обрабатывает эти данные с помощью предварительно определенной калибровки для получения элементных концентраций. Пользовательский интерфейс гарантирует минимальное вмешательство оператора с четко отображаемыми результатами, которые можно распечатать или сохранить для дальнейшего использования.

Когда атом взаимодействует с энергией электрического разряда, некоторые электроны во внешних оболочках атома выбрасываются. Поскольку электроны внешней оболочки находятся дальше от ядра, они менее тесно связаны с ядром атома и, следовательно, требуют меньше

входной энергии. Выброшенные электроны делают атом нестабильным, создавая вакансию.

Чтобы восстановить стабильность, электроны с более высоких орбит, которые находятся дальше от ядра, падают вниз, чтобы заполнить вакансию. Когда электроны движутся между двумя энергетическими уровнями или оболочками, избыточная энергия высвобождается, и она излучается в виде специфического для элемента светового или оптического излучения. Ряд спектральных линий, которые соответствуют различным электронным переходам между различными энергетическими уровнями или снарядами, испускаемые каждым элементом. Каждый переход генерирует определенную линию оптического излучения с фиксированной длиной волны или энергией излучения.

Для типичного металлического образца, содержащего марганец, железо, никель, хром, ванадий и т.д. Каждый элемент излучает много длин волн, что приводит к богатому на линии спектру. Например, железо излучает чуть более 8000 различных длин волн, что означает, что важно выбрать оптимальную линию излучения для данного элемента в образце.

Атомы излучают характерный свет, который передается в оптическую систему, где он разделяется на спектральные длины волн с помощью высокотехнологичной сортировки, содержащей до 3600 канавок на миллиметр.

Затем детекторы собирают сигналы пиков отдельных спектральных линий и обрабатывают их, чтобы создать спектр, который показывает пики интенсивности света в зависимости от их длин волн. Это подразумевает, что OES предлагает качественную информацию об измеренной выборке, но это также количественный метод.

Элемент идентифицируется по длине волны пика, а его количество в образце указывается по площади или интенсивности пика. Эта информация может затем использоваться анализатором для расчета элементного состава образца на основе калибровки с использованием сертифицированного

эталонного материала. Время, затрачиваемое на весь процесс, от нажатия кнопки запуска или триггера до получения результатов анализа, может составлять 3 секунды или до 30 секунд для полного точного количественного анализа; все это зависит от типа используемого анализатора, диапазона количественно определенных элементов и концентрации этих элементов.

OES имеет много преимуществ по сравнению с другими аналитическими методами: он быстрый, довольно простой в использовании и измеряет широкий диапазон элементов и концентраций в различных типах материалов, включая такие важные элементы, как углерод, фосфор, сера, азот и бор. При измерении низкого уровня микроэлементов и примесей OES является очень точным и относительно недорогим по сравнению с другими методами.

OES является предпочтительным методом для анализа следов металлов. В настоящее время OES является единственным методом, который может анализировать азот и углерод на месте, вне лаборатории.

### 3. РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

#### 3.1 Исследование заготовки 39780.4

Результаты исследований: после термической обработки в поперечном сечении круга обнаружено несколько трещин. Образцы, вырезанные из заготовки 39780.4 и поступившие на исследование, показаны на рисунке 43.

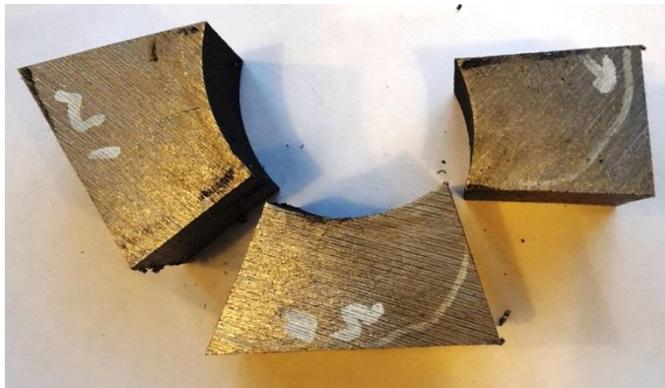


Рисунок 43 – Образцы из круга сверленного  $\varnothing 205/\varnothing 70$  мм, №39780.4

Установлено, что внутренняя поверхность заготовки покрыта окалиной, дефект ориентирован вдоль оси заготовки и распространяется с внутренней поверхности в тело заготовки на глубину до  $\sim 12$  мм по нормали к поверхности, (рисунок 44).

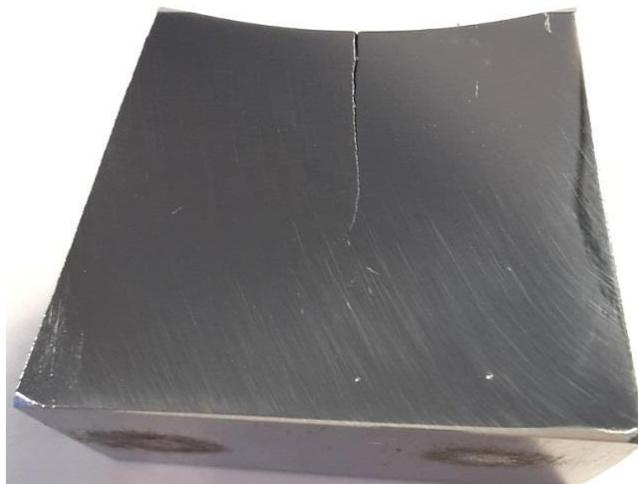


Рисунок 44 – Вид трещины в поперечном сечении

Спектрофотометрическим методом установлено, что круг сверленный Ø205/Ø70 мм №39780.4 выполнен из стали марки 40ХН2МА, содержание легирующих элементов соответствует данным сертификата и удовлетворяет требованиям ГОСТ 4543-71 (таблица 9).

Таблица 9 – Химический состав материала

Образец	Массовая доля элементов, %								
	C	Si	Mn	Cr	Ni	P	S	Cu	Mo
40ХН2МА	0,37-	0,17-	0,50-	0,60-	1,25-			≤0,3-	0,15
ГОСТ 4543-71	0,44	0,37	0,80	0,90	1,65	≤0,025	≤0,025	0	0,25
Круг 205/70 мм, №39780.4	0,43	0,33	0,60	0,77	1,28	0,014	0,003	0,16	0,20

ДюрOMETрическим анализом установлено, что твердость материала круга сверленного 205/70 мм №39780.4, измеренная по сечению, составляет 31,0-34,5 HRC, что в ориентировочном переводе в единицы твердости по Бринеллю соответствует 305 НВ.

Металлографический анализ показал, что трещина прямолинейная, широкая у поверхности с постепенным сужением вглубь, окислы по кромкам трещины не наблюдаются. Неметаллические включения в материале представлены сульфидами, количество которых составляет 1 балл, оксидами

точечными 2 балла и карбонитридами точечными 1 балла, в зоне дефекта скоплений неметаллических включений не обнаружено.

При травлении шлифа установлено, что поверхность по внутреннему диаметру характеризуется обезуглероживанием на глубину от ~70 до ~110 мкм, обезуглероживания в зоне трещины не наблюдается (рисунок 45).

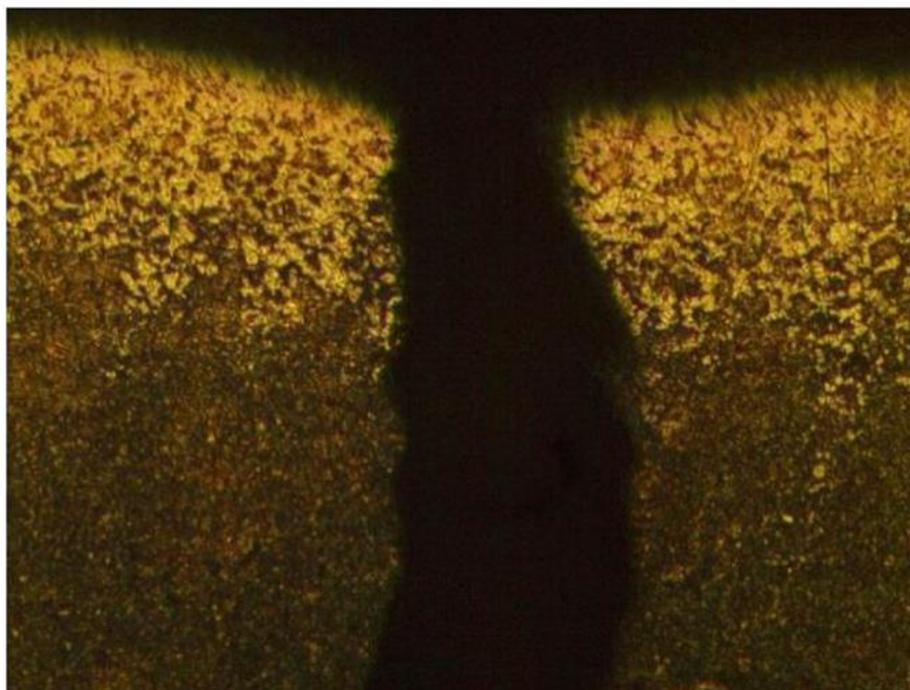


Рисунок 45 – Обезуглероживание по внутреннему диаметру, 100×

Микроструктура материала круга  $\varnothing 205/\varnothing 70$  мм №39780.4 мелкодисперсная, средний размер зерна соответствует 9 баллу, представлена сорбитом отпуска, что характерно для среднеуглеродистой легированной конструкционной стали, прошедшей термическую обработку по режиму, закалка+отпуск. Дефектов металлургического происхождения в структуре материала в виде пор, трещин, расслоений не обнаружено.

Следует отметить, что макроанализ выявил неоднородное состояние материала круга, сверленного  $\varnothing 205/\varnothing 70$  мм (наличие дендритных кристаллов), характерное для остатков исходного литого строения, что обусловлено недостаточной деформацией материала в процессе горячей термомеханической обработки при изготовлении на заводе-производителе

(рисунок 46). Гетерогенная структура материала является признаком наличия ликваций по химическому составу.

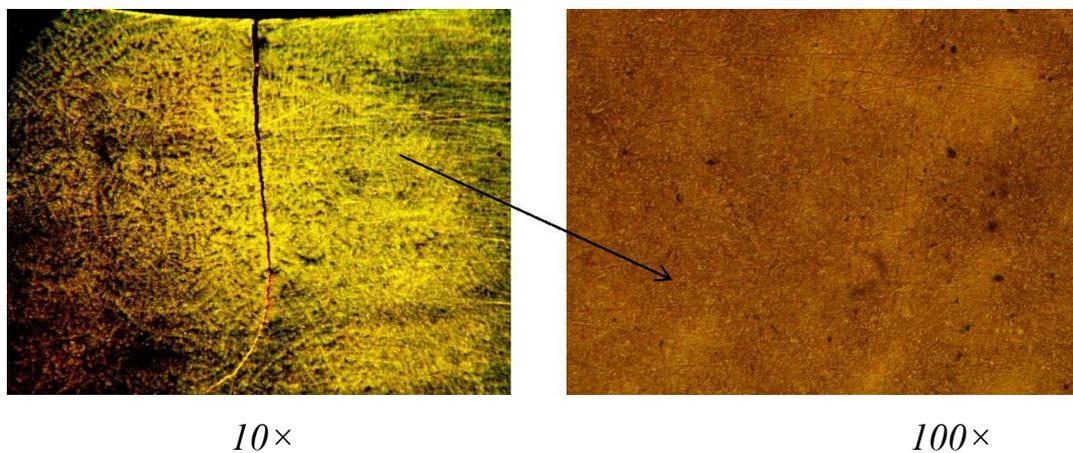


Рисунок 46 – Макро- и микроструктура по месту расположения трещины

Таким образом, трещина, выявленная на внутреннем диаметре круга сверленного  $\varnothing 205/\varnothing 70$  мм №39780.4 ООО «Траектория-Сервис», является трещиной напряжений.

Трещина образовалась по месту скрытого дефекта производственного происхождения в виде слабдеформированного материала с остатками исходного литого строения в результате повышения уровня напряжений при неравномерном прохождении структурных превращений в процессе закалки.

### **3.2 Исследование заготовки 39780.4**

Результат исследования: трещина на внутренней поверхности заготовки распространялась от торцевой поверхности в продольном направлении, длина трещины ~50 мм. Образец, вырезанный из заготовки 39212.1 и поступивший на исследование, показан на рисунке 47.

Установлено, что дефект ориентирован вдоль оси заготовки и распространяется с внутренней поверхности в тело на глубину до ~8 мм по нормали к поверхности (рисунок 48).

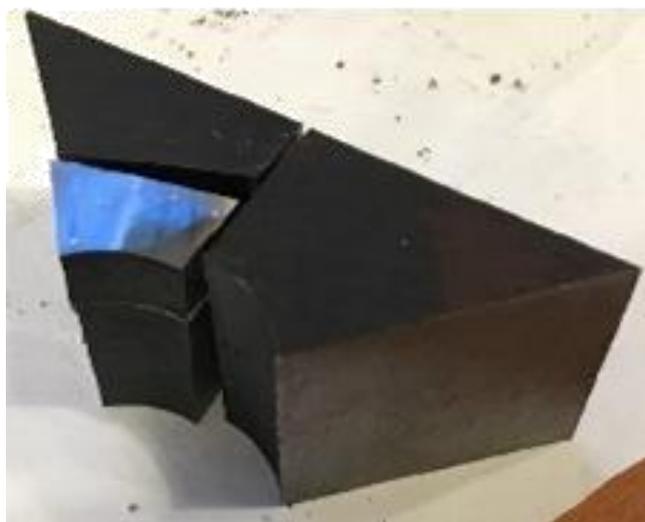


Рисунок 47 - Образец, вырезанный из круга, сверленного  $\varnothing 230/\varnothing 50$  мм, №39212.1

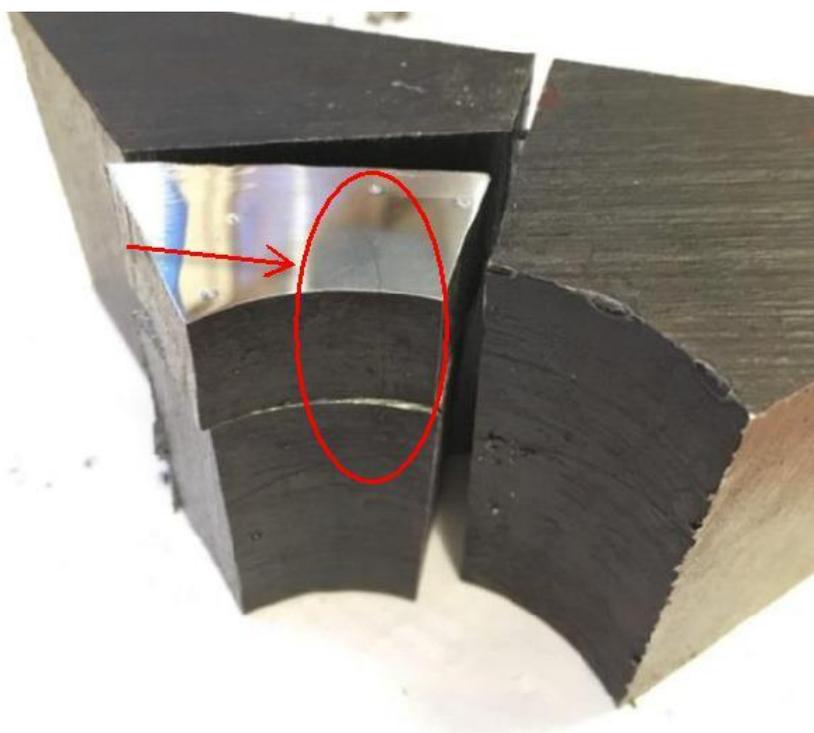


Рисунок 48 - Общий вид трещины

Спектрофотометрическим методом установлено, что круг сверленный Ø230/Ø50мм. №39212.1 выполнен из стали марки 40ХН2МА, содержание легирующих элементов соответствует данным сертификата и удовлетворяет требованиям ГОСТ 4543-71 (таблица 10).

Таблица 10 – Химический состав материала

Образец	Массовая доля элементов, %								
	C	Si	Mn	Cr	Ni	P	S	Cu	Mo
40ХН2МА ГОСТ 4543-71	0,37- 0,44	0,17- 0,37	0,50- 0,80	0,60- 0,90	1,25- 1,65	≤0,025	≤0,025	≤0,30	0,15- 0,25
Круг Ø230/Ø50 мм	0,43	0,33	0,60	0,83	1,32	0,002	0,007	0,21	0,21
Данные сертификата	0,41	0,29	0,60	0,84	1,31	0,016	0,006	0,21	0,20

ДюрOMETрическим анализом установлено, что твердость материала круга сверленного Ø230/Ø50 мм №39212.1, измеренная по сечению, составляет 28,0-30,5 HRC, что в ориентировочном переводе в единицы твердости по Бринеллю соответствует 275 НВ.

Металлографический анализ показал, что трещина прямолинейная, широкая у поверхности с постепенным сужением вглубь, окислы по кромкам трещины не наблюдаются. Неметаллические включения в материале представлены оксидами точечными 1 балла, в зоне дефекта скоплений неметаллических включений не обнаружено.

При травлении шлифа установлено, что поверхность по внутреннему диаметру характеризуется обезуглероживанием на глубину от ~100 до ~300 мкм, обезуглероживания в зоне трещины не наблюдается (рисунок 49).

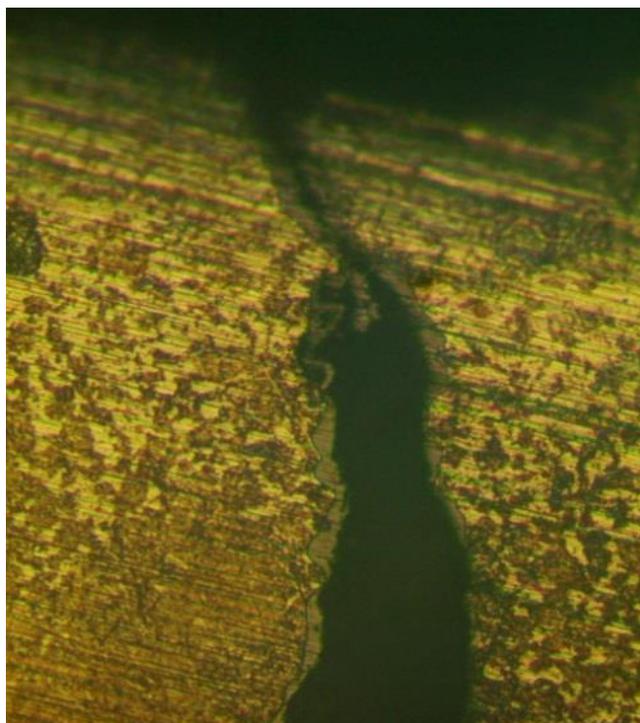


Рисунок 49 - Обезуглероживание внутренней поверхности в зоне дефекта, 200×

Микроструктура материала круга  $\varnothing 230/\varnothing 50$  мм №39212.1 мелкодисперсная, средний размер зерна соответствует 10 баллу, представлена сорбитом отпуска, что характерно для среднеуглеродистой легированной конструкционной стали, прошедшей термическую обработку по режиму, закалка+отпуск (рисунок 50). Дефектов металлургического происхождения в структуре материала в виде пор, трещин, расслоений не обнаружено.

Микроанализ, проведенный в поперечном сечении заготовки, выявил неоднородность, выраженную различной травимостью материала на разных участках, что может свидетельствовать о наличии ликваций по химическому составу.

Макроскопические исследования показали, что материал круга, сверленного  $\varnothing 230/\varnothing 50$  мм, характеризуется присутствием дендритных кристаллов по сечению заготовки, что обусловлено наличием остатков исходного литого строения. Данная структура свидетельствует о

недостаточной деформации материала в процессе горячей термомеханической обработки при изготовлении на заводе-производителе, показано на рисунке 51.

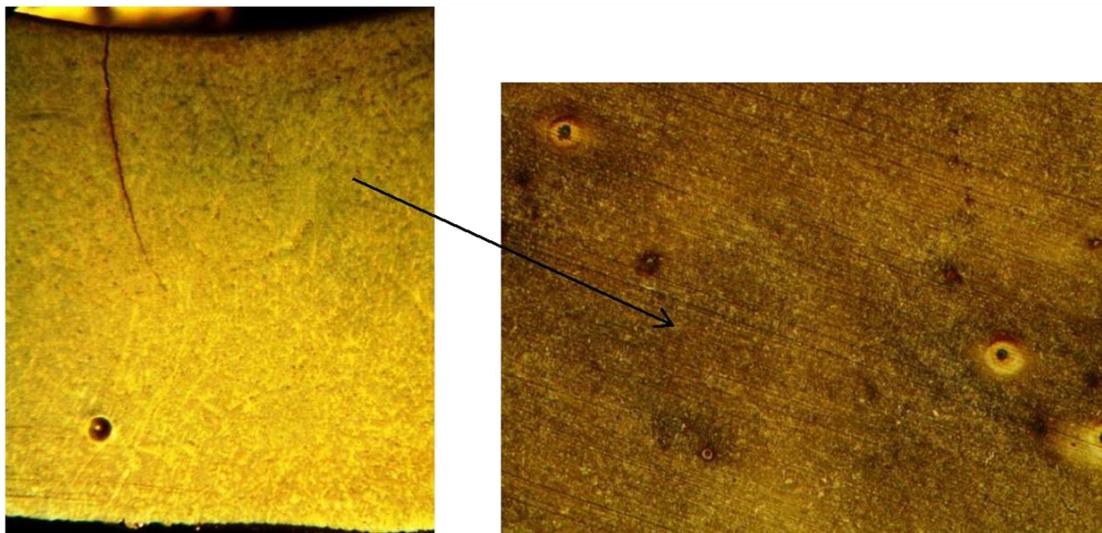


Рисунок 51 - Макро- и микроструктура по месту расположения трещины

Таким образом, трещина, выявленная на внутреннем диаметре круга сверленного  $\varnothing 230/\varnothing 50$  мм №39212.1 ООО «Траектория-Сервис», является трещиной напряжения.

Трещина образовалась в процессе закалки в результате повышения уровня напряжений, обусловленного неравномерном прохождении структурных превращений по месту скрытого дефекта производственного происхождения в виде слабдеформированного материала с остатками исходного литого строения.

### **3.3 Исследование трещины превода №4480**

#### **3.3.1 Внешний осмотр поступивших частей разрушенной рамы**

- Внешним осмотром наличие трещин и видимых недопустимых дефектов металла с наружной и внутренней поверхностей переводников не обнаружено.



Рисунок 52 - Внешний вид переводника

#### **3.3.2 Раскрой металла на образцы**

Раскрой металла на образцы и изготовление образцов для механических и других (металлографических, фрактографических и т.д.) испытаний осуществлялось с помощью различного металлорежущего оборудования с применением систем охлаждения для предотвращения структурных изменений обрабатываемого металла:



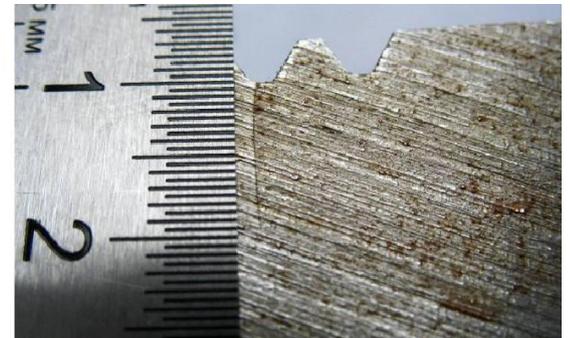
а)



б)



в)



г)



д)



е)

Рисунок 53 – (а - е) Вырезание из переводника образцов для исследований;

г – трещина на дне витка резьбы

- электроискровой проволочно-вырезной станок SodickAG400LLN2W.
- ленточная пила по металлу мод. HBS-916W;
- отрезной станок Discotom-6;

- фрезерный станок марки ВМ-130Н;
- токарный станок марки ИЖ 250 ИТВФ1.

Для примера, на рисунке 53 показаны отдельные этапы разделки дефектного участка переводника на образцы для исследований. В результате раскроя переводника была обнаружена поперечная трещина по всей окружности детали глубиной до 10 мм и расположенной в канавке второй нитки резьбы (рисунок 53- г).

### 3.3.3 Макроанализ

Макроанализ включал в себя: выявление наличия трещин в переводнике с помощью металлографического микроскопа Axiovert 40 MAT.

Из рисунка 54 а, б видно, что трещина переходит со 2-й на 3-ю нитку резьбы. При этом в некоторых местах обнаружено наличие трещин как во 2-й, так и в 3-й нитках резьбы одновременно. Размер трещины (в разрезанных частях) меняется по окружности переводника от 2 мм до 11 мм.

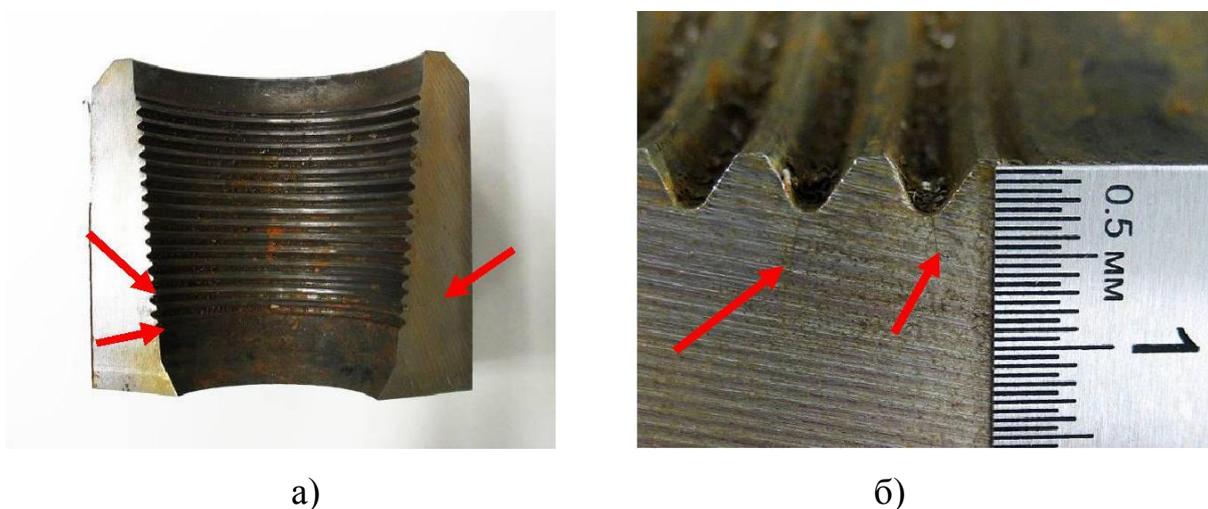
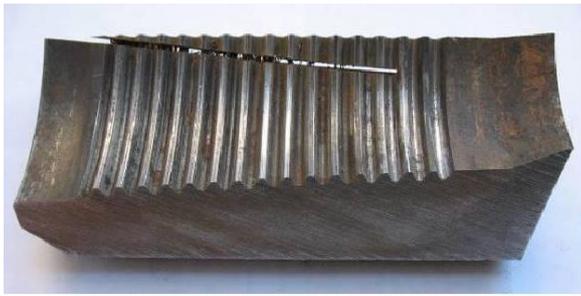
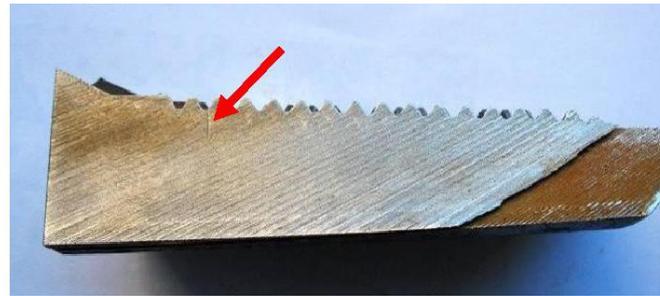


Рисунок 54 – Трещины в резьбе переводника (а, б) (показаны красными стрелками)



а)



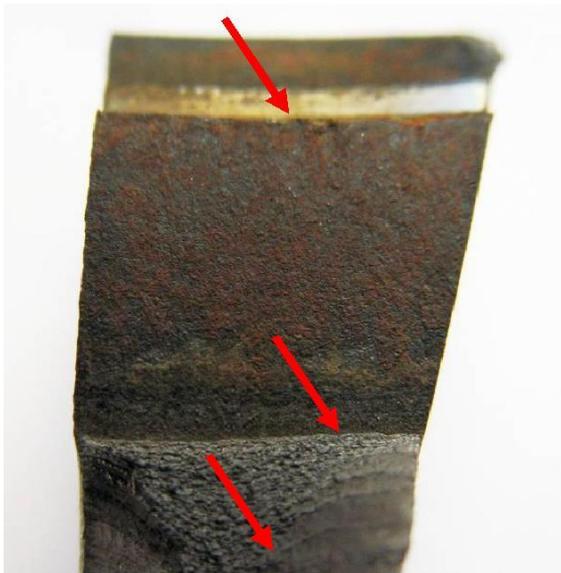
б)



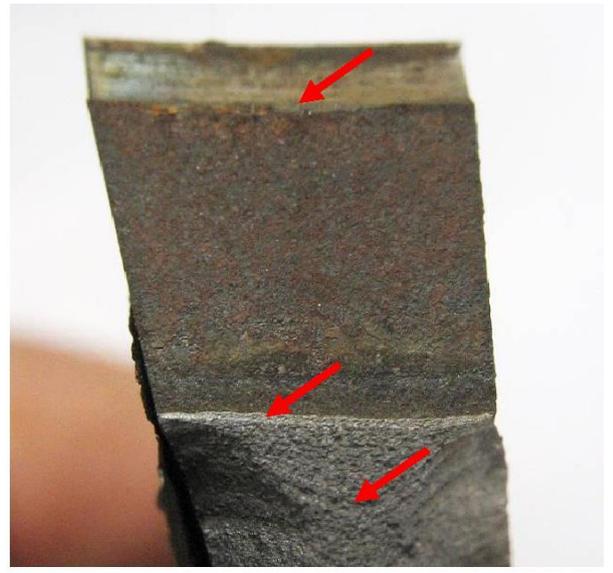
в)

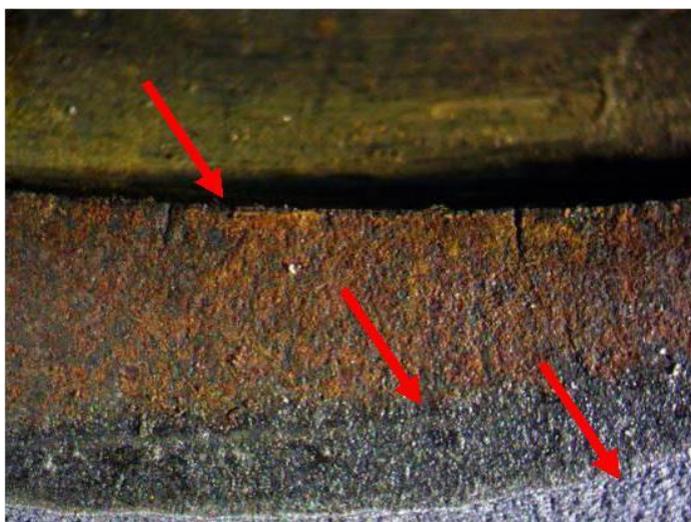


г)



д)





ж)

Рисунок 55 – Образцы с трещиной, предназначенные для последующего долома (а-г) и изломы образцов, полученный путем вскрытия трещины длиной 8 мм (д-е) и длиной 2 мм (ж).

На фото (д, е, ж) верхняя стрелка показывает очаг разрушения; средняя – промежуточное положение усталостной трещины; нижняя – конец вскрытой усталостной трещины.

### 3.3.4 Макрофрактографический анализ

Для анализа изломов была вырезана узкая часть деталей с трещиной глубиной 8 мм (рисунок 55 а-е) и глубиной 2 мм. Полученные образцы впоследствии были доломаны для анализа изломов.

Видно, что поверхность усталостной части изломов сильно окислена (рисунок 55 д-ж). Причем, часть излома, прилегающая к очагу трещины, окислена сильнее, чем часть излома вблизи последующего долома. Особенно это хорошо видно на образце с длиной трещины, равной 2 мм (рисунок 55 ж). Это свидетельствует о том, что усталостная трещина образовалась в процессе эксплуатации переводника в коррозионной среде, а рост самой трещины был достаточно продолжительный и сопровождался остановкой роста, вызванной разгрузкой изделия. Зарождение усталостной трещины произошло, по-

видимому, от неровностей внутренней части резьбы, наиболее вероятно, от рисков, оставленных инструментом при механической нарезке резьбы. Наблюдается многоочаговый характер зарождения усталостной трещины (рисунок 55 ж). Рост трещины вызван циклическими нагрузками в резьбовой части переводника, превышающими предел усталости данного материала.

### 3.3.5 Химический анализ металла

Цели исследования:

1. Определение химического состава стали.
2. Определение соответствия химического состава стали нормативным документам.

Определение химического состава стали проводили с помощью спектрометра оптического эмиссионного "Q4 TASMAN".

Результаты анализа химического состава образца, вырезанного из металла переводника № 4480, приведены в таблице 11. В таблице указаны средние значения по результатам не менее трех измерений на одном образце.

Таблица 11 - Химический состав материала переводника № 4480

Измерения		Массовая доля элементов, %														
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	Co	Cu	V	Nb	W	Ti
1	Образец металла переводника № 4480	0,442	0,30	0,62	0,012	0,003	0,809	1,30	0,173	0,037	0,014	0,159	0,004	<0,005	<0,005	<0,005
2	Погрешность измерения по ГОСТ Р 54153	±0,024	±0,03	±0,04	±0,003	±0,0016	±0,04	±0,08	±0,016	±0,011	±0,004	±0,020	±0,0016	±0,003	±0,003	±0,003
3	Марка стали «40ХН2МА» по ГОСТ 4543-2016	0,37 – 0,44	0,17 – 0,37	0,50 – 0,80	≤0,035	≤0,035	0,60 – 0,90	1,25 – 1,65	0,15 – 0,25	-	-	≤0,30	≤0,05	-	≤0,20	≤0,03

Химический состав материала переводника № 4480 соответствует марке стали «40ХН2МА» по ГОСТ 4543-2016.

### 3.3.6 Испытание на растяжение.

Испытывали 2 цилиндрических образца с размерами рабочей части 6.0/30 мм (рисунок 56), изготовленных из частей переводника № 4480 вблизи дефекта. Испытания проводили (согласно ГОСТ 1497-84) на универсальной испытательной машине Н50КТ с датчиком силы ТНЕ-500Н на 500 Н и с датчиками силы на 50 000 Н.



Рисунок 56 – Образцы для испытаний материала на растяжение

Результаты испытания образцов представлены в таблице 12

Таблица 12 – Механические свойства стали 40ХН2МА переводника

№ образца	$\sigma_{02}$ , МПа	$\sigma_{05}$ , МПа	$\sigma$ , МПа	$\delta_5$ , %
Требования ГОСТ 7360-2015 п. 6.2	не менее			
	758	-	965	13
185.2/1	949	960	1067	14.93

185.2/2	946	954	1042	14.63
---------	-----	-----	------	-------

Из таблицы видно, что механические свойства стали 40ХН2МА переводника удовлетворяют требованиям ГОСТ 7360-2015. Однако, согласно требованиям заказчика,  $\delta_5$  должно быть не менее 17 %

Все изломы образцов из стали 40ХН2МА переводника имеют излом звездочкой; (как правило, образуется при многоочаговом разрушении материала с пониженными пластическими свойствами в поперечном направлении) (рисунок 57). Наличие крупных пор, трещин или иных макродефектов в изломах не обнаружено.

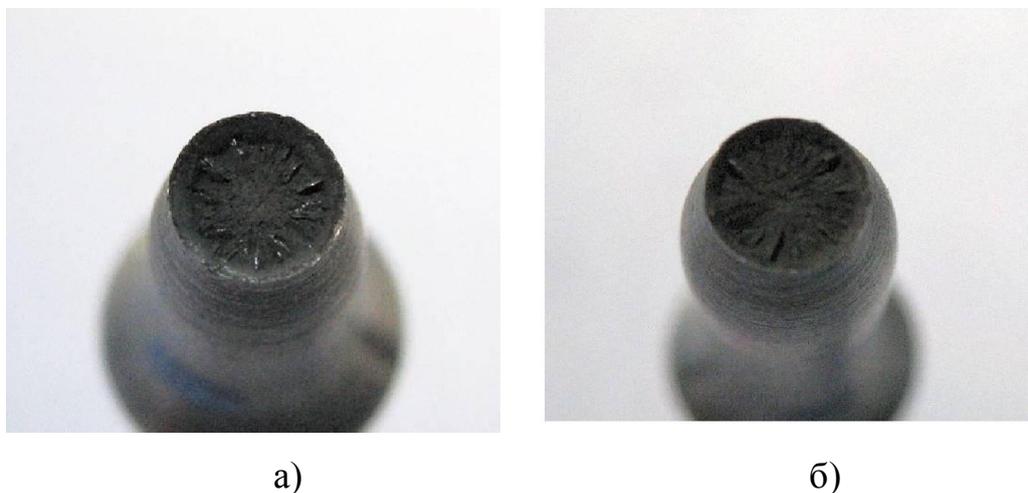


Рисунок 57 – Общий вид изломов образцов на растяжение: а – № 185.2/1; б – № 185.2/2

Таким образом, механические свойства металла переводника № 4480 **удовлетворяют** требованиям ГОСТ 7360-2015, однако не удовлетворяют требованиям заказчика по относительному удлинению стали.

### **3.3.7 Испытание металла на ударную вязкость**

Определение ударной вязкости KCV проводили (согласно ГОСТ 9454-78) на образцах для испытания на удар (рисунок 58), изготовленных из металла переводника № 4480. Испытание проводили на автоматизированном

копре JB-W300 с маятником, имеющим номинальную потенциальную энергию разрушения в 300 Дж. Температура проведения испытания 20°C.



Рисунок 58 – Образцы для определения ударной вязкости KCV стали 40ХН2МА переводника № 4480

Ударная вязкость KCV стали 40ХН2МА должна быть (согласно ГОСТ 7360-2015 п.6.2 наружный диаметр до 178,0 мм включительно), не менее: (среднее)  $KCV^{+20^{\circ}C} = 68 \text{ Дж/см}^2$ , (Для отдельного образца)  $KCV^{+20^{\circ}C} = 59 \text{ Дж/см}^2$ ):

Результаты испытания образцов на ударную вязкость, вырезанных из переводника № 4480, представлены в таблице 13.

Таблица 13 – Ударная вязкость KCV стали 40ХН2МА при +20 °С

№ образца	KCV (+20 °С), Дж/см <sup>2</sup>
185.2/3	81.5
185.2/4	82.6
185.2/5	81.6
среднее	81.9

На рисунке 59 представлен общий вид ударных изломов стали 40ХН2МА переводника №4480. Из приведенного рисунка видно, что изломы образцов с V-образным концентратором напряжения, полученные при +20 °С (рисунок 59 а-е) – мелкозернистые, бархатистые, однородные, имеют место губы среза. Пор и других дефектов металла на поверхности изломов не видно.



а)



б)



в)



г)

Рисунок 59 – Общий вид ударных изломов образцов из стали 40ХН2МА, вырезанных из переводника № 4480: а, б – № 185.2/3; в, г – № 185.2/4

Согласно ударным испытаниям: значения ударной вязкости КСV, полученных на образцах, испытанных при 20°С, удовлетворяют требованиям нормативных документов; все ударные изломы мелкозернистые; пор и других дефектов металла на поверхности изломов не обнаружено.

### 3.3.8 Измерение твердости образца металла переводника

Измерение твердости проводили на стационарном измерителе твердости по Роквеллу ТН300. Результаты испытания образцов, вырезанных из переводника № 4480, представлены в таблице 14

Таблица 14 – Измерение твердости переводника

№ п.п	Измерение 1			Измерение 2		
	Твердость HRC	33.4	32.7	32.4	33.2	32.8
Среднее	32.8			33.0		

Результаты исследований показали, что твердость материала образцов превышает допустимую 30 HRC.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Круг сверленный  $\varnothing 205/\varnothing 70$  №39780.4 мм и  $\varnothing 230/\varnothing 50$  мм №39212.1 выполнен из стали марки 40ХН2МА, содержание легирующих элементов удовлетворяет требованиям ГОСТ 4543-71.
2. Твердость материала круга составляет 31,0-34,5 НРС.
3. Микроструктура материала представлена сорбитом отпуска, что соответствует состоянию среднеуглеродистой легированной стали после операции улучшения, размер зерна соответствует 9 баллу.
4. Дефект, выявленный на внутреннем диаметре круга сверленного  $\varnothing 205/\varnothing 70$  мм №39780.4 и  $\varnothing 230/\varnothing 50$  мм №39212.1, является трещиной напряжений. Причиной образования трещины явилось повышение уровня напряжений в процессе закалки, вызванного неравномерным прохождением структурных превращений по месту скрытого дефекта производственного происхождения в виде слабдеформированного материала с остатками исходного литого строения.
5. Химический состав материала переводника № 4480 соответствует марке стали «40ХН2МА» по ГОСТ 4543-2016.
6. Механические свойства металла переводника № 4480 удовлетворяют требованиям ГОСТ 7360-2015, однако не удовлетворяют требованиям заказчика по относительному удлинению стали. Наличие крупных пор, трещин или иных макродефектов в изломах не обнаружено.
7. Значения ударной вязкости KCV, полученных на образцах, испытанных при 20 °С, согласно ГОСТ 7360-2015, удовлетворяют требованиям нормативных документов. Все ударные изломы мелкозернистые. Пор и других дефектов металла на поверхности изломов не обнаружено.
8. Результаты исследований показали, что твердость материала образцов превышает допустимую 30 НРС.

9. Характер зарождения и роста трещин в резьбовой части переводника – усталостный. Зарождение усталостной трещины произошло, наиболее вероятно, от неровностей внутренней части резьбы; возможно от рисок, оставленных инструментом при механической нарезке резьбы. Рост трещины вызван циклическими нагрузками в резьбовой части переводника, превышающими предел усталости данного материала.

## 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  $DK_{th}$  of small cracks emanating from small defects,” In: *The Behavior of Short Fatigue Cracks*, (K.J. Miller and E.R. de Los Rios, Eds.), MEP, London, 275–293, (1986).
3. Murakami, Y. and Endo, M., “Effect of defects, inclusions and inhomogeneities on fatigue strength,” *Int. J. Fatigue* 16, 163–181, (1994).
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,” *Engng. 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  $\sqrt{\text{area}}$  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. Murakami, Y., Toryiama, T., Koyasu, Y., and Nishida, S., “Effects of chemical composition of nonmetallic inclusions on the fatigue strength of high strength steels,” *Tetsu-to-Hagane, Iron and Steel Inst. of Japan* 79, 678–684, (1993).

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., Toryiama, 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. Murakami, Y., “Inclusion rating by statistics of extreme value and its application to fatigue strength prediction and quality control of materials,” *J. Res. Natl. Standard* 99, 345–351, (1994).
15. Gumbel E.J., *Statistics of Extremes*, Columbia University Press, 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. Mater. Sci. 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* 56, 162–167, (1990).
  37. Takahashi, R. and Shibuya, M., “The maximum size of the planar sections of random spheres and its application to metallurgy,” *Ann. Inst. Statist. Math.* 48(1), 127–144, (1996).

38. Beretta, S. and Matteazzi, S., "Short cracks propagation in eutectoid steel wires," *Int. J. Fatigue* 18, 451–456, (1996).
39. Beretta, S. and Boniardi, M., "Fatigue strength and surface quality of high strength eutectoid steel wires," *Int. J. Fatigue* 21, 329–335, (1999).
40. Gladman, T., "Developments in inclusion control and their effects on steel properties," *Ironmaking and Steelmaking* 19(6), 457–463, (1992).