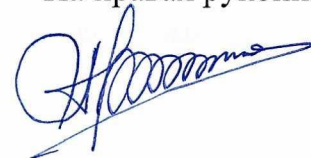


**Федеральное государственное унитарное предприятие
Центральный научно-исследовательский институт конструкционных материалов
«Прометей» имени академика И.В. Горынина
Национального исследовательского центра «Курчатовский институт»**

УДК 620.178.746.4:539.422.23

ГРНТИ 53.49.07, 53.49.09

На правах рукописи



ЛАРИОНОВ АЛЕКСАНДР ВИКТОРОВИЧ

**ОЦЕНКА СОПРОТИВЛЕНИЯ РАСПРОСТРАНЕНИЮ РАЗРУШЕНИЯ
НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ИНСТРУМЕНТИРОВАННЫХ
ИСПЫТАНИЯХ ПАДАЮЩИМ ГРУЗОМ**

Специальность: 2.6.17. Материаловедение (технические науки)

Диссертация
на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель:
доктор технических наук,
доцент А. В. Ильин

г. Санкт-Петербург

2025 г.

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	5
Глава 1 Принципы и методы оценки хладостойкости низколегированной стали. Применение испытаний падающим грузом.....	15
1.1 Требования к хладостойкости и трещиностойкости сталей для магистральных трубопроводов и судостроительных сталей	15
1.2 Основные особенности технологий производства современных низколегированных свариваемых сталей, их структурное состояние.....	26
1.3 Применение методики <i>ИПП/DWTT</i> в ее исходном виде, ее развитие в более поздних работах.....	33
1.4 Существующие методы прогнозирования возможности хрупкого разрушения конструкций с дефектами на основе механики разрушения. Идеология связи результатов испытания проб, характеризующих вязко-хрупкий переход, с условиями торможения разрушения	49
1.5 Использование параметра СТОА как характеристики энергоемкости вязкого разрушения.....	65
Постановка задач исследования	69
Глава 2 Разработка методики определения работы разрушения при <i>ИПП</i> бесконтактным методом	73
2.1 Принцип определения работы разрушения при <i>ИПП</i>	73
2.2 Разработка процедуры калибровки бесконтактной измерительной системы	77
2.3 Опробование методики калибровки измерительной системы	82
2.4 Определение диапазона перемещений, соответствующего действительной работе разрушения образца.....	86
Выводы по главе 2	89
Глава 3 Определение корреляции вида излома с работой разрушения с учетом факторов толщины и прочности стали.....	90
3.1 Материалы, используемые для исследований	90

3.2 Экспериментальное определение связи работы разрушения и вида излома в области вязко-хрупкого перехода для сталей различных категорий прочности.....	95
3.3 Оценка соотношения работы зарождения и распространения трещины при <i>ИПГ</i>	102
3.4 Связь работы разрушения с толщиной и прочностью стали при вязком и хрупком разрушении.....	115
3.5 Влияние наличия расщеплений в изломе на энергоемкость разрушения...	131
3.6 Определение пластической деформации в изломе образцов <i>ИПГ</i> при различных механизмах разрушения и морфологических особенностях изломов.....	137
Выводы по главе 3	152
Глава 4 Определение критического угла раскрытия трещины как характеристики энергоемкости вязкого разрушения	155
4.1 Способы расчетного определения критического угла раскрытия трещины <i>СТОА</i> при инструментированных испытаниях <i>ИПГ</i>	155
4.2 Экспериментальное определение параметра <i>СТОА</i> при инструментированных испытаниях <i>ИПГ</i> . Сопоставление результатов определения <i>СТОА</i> при статическом и динамическом нагружении	159
Выводы по главе 4	168
Глава 5 Анализ взаимосвязи результатов инструментированных <i>ИПГ</i> с условиями торможения хрупкого разрушения	170
5.1 Анализ условий торможения хрупкого разрушения в конструктивных элементах и при испытаниях <i>ИПГ</i> с позиций механики разрушения	170
5.2 Получение истинных диаграмм деформирования материала по результатам испытаний на растяжение. Сопоставление расчетных МКЭ и экспериментальных диаграмм «нагрузка – прогиб» для образцов <i>ИПГ</i>	176

5.3	Определение калибровочных зависимостей K_I от длины подраста трещины применительно к варьируемым условиям старта и торможения трещины в образцах <i>ИПГ</i>	181
5.4	Определение связи протяженности кристаллических участков излома с коэффициентом интенсивности при торможении трещины K_{Ia}	185
5.5	Сопоставление результатов расчетного моделирования хрупких разрушений при <i>ИПГ</i> с экспериментальными данными.....	195
	Выводы по главе 5	200
Глава 6	Разработка стандарта предприятия по испытаниям и предложений по регламентации работы разрушения образцов <i>ИПГ</i>	202
6.1	Разработка стандарта организации по инструментированным испытаниям <i>ИПГ</i>	202
6.2	Предложения по регламентации поглощенной энергии при корректировке нормативной документации.....	203
	ЗАКЛЮЧЕНИЕ	209
	СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ	213
	Приложение А	225
	Приложение Б	227

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность работы. В настоящее время освоение Арктики с целью разработки ресурсов морского арктического шельфа, развития и эксплуатации Северного морского пути, является одной из важнейших составляющих общей стратегии развития Российской Федерации, направленной на обеспечение экономических интересов, безопасности и суверенитета нашей страны в складывающейся в мире геополитической обстановке.

Основными материалами для эксплуатирующихся в Арктике конструкций являются низколегированные конструкционные стали, имеющие необходимую прочность, пластичность и свариваемость, однако обладающие свойством вязко-хрупкого перехода при определённой температуре. Опасность протяженных хрупких разрушений арктических конструкций, зачастую работающих при экстремально низких климатических температурах, обуславливает необходимость развития подходов к определению температур вязко-хрупкого перехода при аттестации и серийном контроле сталей. Для магистральных газопроводов, в том числе и подводных, помимо хрупкого разрушения, существует и опасность протяженных вязких разрушений.

Проблемам предотвращения хрупких разрушений посвящены работы таких отечественных ученых, как Копельман Л.А., Карзов Г.П., Горынин И.В., Махутов Н.А., Марголин Б.З., Матвиенко Ю.Г., Мешков Ю.Я. и др., а также зарубежных – Беремин Ф.М., Валлин К., Цербст У., Пино А. и др.; в части прогнозирования разрушений магистральных трубопроводов – Штремель М.А., Арабей А.Б., Пышминцев И.Ю., Эфрон Л.И., из зарубежных – Вилковский Г., Демофонти Г., Донахью П. и др.

По результатам предшествующих исследований для сварных корпусных конструкций морской техники Арктики предложены и введены в нормы Российского морского регистра судоходства (РМРС) требования к дополнительным видам испытаний, контролирующим выполнение двух уровней безопасности: предотвращение старта трещины от возможного технологического дефекта – для основного металла и металла сварных соединений, и предотвращение распространения магистрального разрушения – для основного металла. Первый уровень безопасности контролируется

испытаниями металла сварных соединений в полной толщине на статическую трещиностойкость [29, 30], второй – прямым определением температуры торможения трещины $T_{ХР}$ [18, 102] или её косвенным определением при экспериментальном определении температур вязко-хрупкого перехода [7, 21, 22]. Выполнение обоих уровней безопасности должно учитываться при испытании материалов при их первичной аттестации [23], и после этого обеспечиваться при сдаточных испытаниях. Это представляет собой отдельную проблему, поскольку сдаточные испытания проводятся в условиях лабораторий заводов-изготовителей металлопродукции и не могут быть чрезмерно трудоемкими и затратными.

Требования к статической трещиностойкости нетермообрабатываемых сварных соединений можно считать в достаточной степени разработанными [50, 51, 64]. Проблемы контроля сопротивления распространению магистрального разрушения являются предметом настоящей работы. С одной стороны, они связаны с методическими проблемами прямого определения $T_{ХР}$ [94], с уникальностью этих испытаний и невозможностью их проведения в условиях серийного производства, а с другой – с многообразием видов испытаний по определению температур вязко-хрупкого перехода и необходимостью обоснования корреляций с $T_{ХР}$ для каждого из принятых по таким испытаниям критериев. Для рассматриваемых конструкционных сталей в настоящее время определяют несколько различных температур вязко-хрупкого перехода, а именно: по работе удара KV, температуре нулевой пластичности NDT [60, 81], и температуре, соответствующей определенному содержанию волокнистой составляющей в изломах больших образцов $T_{КБ}$ [59] и образцов, испытываемых падающим грузом ($ИПГ$) [14, 61, 75, 82]. Следует отметить, что нормируемые параметры последних из перечисленных испытаний являются качественными: в NDT – факт распространения/нераспространения трещины, в $T_{КБ}$ и $ИПГ$ – визуальная оценка вида излома с определением доли волокнистой составляющей, которая определяется достаточно субъективно, особенно при сложном характере изломов. В диссертации Филина В.Ю. [65] рассмотрены некоторые вопросы обоснования критериев применимости материала по результатам определения температур вязко-хрупкого перехода, предложена общая идеология оценок и рассмотрена связь с $T_{ХР}$ результатов испытаний образцов NDT и $T_{КБ}$. Однако эти испытания имеют следующие особенности, ограничивающие их применимость.

1. Испытания T_{KB} проводятся при статическом трехточечном изгибе, и трещина стартует из круглого надреза при медленном нагружении, обычно после значительной деформации материала. Динамическое нагружение такими испытаниями не моделируется, и данный вид испытаний не признан мировым сообществом.

2. Испытания NDT по стандарту ASTM E 208 [81] проводятся с распространением трещины от черновой поверхности проката, то есть в направлении, отличном от того, в котором распространяется магистральная трещина в конструкциях. Образцы имеют стандартную толщину и не представляют, таким образом, полную толщину материала. В связи с этим требуется дополнительный учет фактора толщины и направления разрушения. Правилами Регистра [50] предусмотрены арбитражные испытания NDT на образцах, вырезанных в направлении толщины, но это не всегда возможно (только в материале толщиной не менее 50 мм), но опыт проведения таких испытаний на сегодняшний день небольшой.

Поэтому наибольшее внимание привлекает проба $ИПГ$ – испытание падающим грузом, в котором нагружение происходит динамически, а направление распространения трещины соответствует магистральному разрушению. Эта проба была разработана в 60-х годах прошлого века для оценки сопротивления сталей сосудов давления хрупким разрушениям, а сегодня является обязательной при сертификации трубных сталей во всем мире. При этом используется полнотолщинный образец (т.е. имеющий толщину стенки реальной трубы) с острым концентратором в виде V-образного надреза, разрушаемый одним ударом бойка свободно падающего груза. Особенностью данного испытания, как упоминалось выше, является то, что в качестве критерия принимается процентное содержание волокнистой составляющей в изломе $\%B$, определяемое посредством визуальной оценки вида излома. Суть испытания заключается в том, что хрупкая трещина, стартовавшая из концентратора, либо проходит всё сечение образца, либо тормозится, и дальнейшее разрушение происходит по вязкому механизму. Обоснован критерий был эмпирически, сравнением результатов испытания образцов $ИПГ$ и пневматических полигонных испытаний труб при одинаковых температурах. Для горячекатаных и нормализованных трубных сталей категорий прочности и толщин, используемых во времена внедрения данной пробы, была подтверждена устойчивая корреляция её результатов с фактом торможения

трещины при полигонных испытаниях. Помимо указанных особенностей, в качестве преимуществ пробы *ИППГ* можно выделить и следующее:

- имеется ряд международных стандартов, описывающих методику испытания, в том числе и отечественный их вариант ГОСТ 30456-2021;
- данный вид испытания признан как в нефтегазовой, так и в судостроительной отраслях;
- испытания можно проводить в условиях заводских лабораторий при наличии необходимого оборудования (копров);
- имеется возможность оснащения копров оборудованием для определения поглощенной образцом энергии (работы разрушения).

Однако современные тенденции развития металлургии, такие как применение для производства сталей методов термомеханической обработки (*ТМО*), увеличение толщины и прочности конструкционных сталей, обнаруживают ряд проблем при применении пробы *ИППГ* с использованием её классического качественного критерия – регламентации вида излома.

Для сталей *ТМО* из-за технологических особенностей производства характерна слоистая неоднородность структуры, что приводит к появлению в изломах многообразия морфологических составляющих: расщеплений, «размерных стрелок» и т.н. «обратного излома». Само по себе наличие этих особенностей в изломе уже может вызывать разногласия у исследователей при оценке вида разрушения того или иного участка. Помимо этого, вязко-хрупкий переход для таких сталей оказывается размытым в широком температурном диапазоне, а хрупкое разрушение зачастую не стартует непосредственно из надреза. Поэтому оценка вида излома как характеристики способности материала тормозить хрупкое разрушение становится проблематичной.

Вид излома для конкретного металла зависит не только от температуры испытания, но и от его толщины, по причине того, что от неё зависит жёсткость напряженного состояния в вершине надреза или распространяющейся трещины. А так как при *ИППГ* используются полнотолщинные образцы, но имеющие стандартную высоту 75 мм, то пропорции образцов не сохраняются при увеличении толщины. Если в 60-80-х годах прошлого века толщина стенки трубы в среднем составляла 10-15 мм, и пропорции толщины и высоты образца для разных труб в целом сохранялись на близком уровне, то сегодня значения толщины металла могут достигать 40-50 мм для трубной

отрасли и более 100 мм для судостроительной. Современные копры позволяют испытывать толщины до 50 мм, поэтому возникает дополнительная необходимость введения поправки на толщину.

Принимая во внимание сказанное, переход на инструментированный контроль с определением работы разрушения образцов *ИПП*, подобно тому, как это делается при испытаниях на ударный изгиб образцов Шарпи, мог бы позволить оценивать свойства материала по данному испытанию более обоснованно, упростив контроль качества материала как при первичной аттестации, так и при массовом производстве. Для этого нужна объективная методика измерения и обоснованные требования к получаемой величине работы разрушения. Поскольку количество известных экспериментальных данных ограничено и не позволяет исходить из накопленного опыта, необходимы опережающие теоретические разработки.

В связи с изложенным, **целью работы** является разработка критериев оценки сопротивления распространению разрушения металлопроката судостроительных и трубных сталей при динамическом (ударном) нагружении на основе инструментированных испытаний падающим грузом и обоснование требований к энергоемкости разрушения образцов, обеспечивающих эксплуатационную надежность конструкций.

Для этого необходимо решить следующие **задачи**:

1. Разработать методику бесконтактного определения работы разрушения образцов при инструментированных *ИПП* и методику калибровки используемой при этом измерительной системы.
2. Определить температурные зависимости вида излома и работы разрушения образцов из судостроительных сталей и сталей для трубопроводов различных толщин и категорий прочности.
3. Определить связь работы разрушения образца *ИПП* с его толщиной и прочностью стали. Оценить величину максимальной работы разрушения при вязком его механизме, а также влияние расщеплений на энергоемкость вязкого разрушения. В том числе необходимо рассмотреть возможность разделения работы, затрачиваемой на образование и распространение трещины.
4. Теоретически и экспериментально обосновать связь работы разрушения с содержанием кристаллической и волокнистой составляющих при различных

механизмах разрушения. Оценить удельную энергоемкость разрушения участков излома, имеющих различную морфологию при визуальном определении вида излома.

5. Определить требуемую работу разрушения образцов *ИПГ*, обеспечивающую выполнение условия торможения хрупкого разрушения в конструкции, в зависимости от толщины и прочности материала.

6. Разработать предложения по корректировке Правил Российского морского регистра судоходства в части применения этих испытаний для хладостойких корпусных сталей и сталей для подводных трубопроводов и критериев оценки их результата.

Материалы для исследований: низкоуглеродистые низко- и среднелегированные судостроительные и трубные стали, изготовленные методами ТМО и термического улучшения (З+О).

Получены следующие результаты, обладающие **научной новизной**:

1. Полученные экспериментально температурные зависимости вида излома и работы разрушения судостроительных и трубных сталей, изготовленных методом *ТМО*, показывают, что наличие расщеплений, связанных со структурной анизотропией сталей, приводит к расширению температурного диапазона вязко-хрупкого перехода при *ИПГ* до 60-100 °С по сравнению с отличающимися более изотропной структурой судостроительными сталями, изготовленными термоулучшением (закалка с отпуском), для которых такой диапазон составляет от 20 до 30 °С.

2. Предложено соотношение для оценки максимальной величины работы разрушения при испытаниях падающим грузом при полностью вязком его механизме, связывающее её с квадратом толщины образца, пределом текучести и характеристикой деформационного упрочения материала – отношением предела текучести к временному сопротивлению. Экспериментально показано, что при возрастании прочности судостроительных и трубных сталей работа вязкого разрушения снижается из-за снижения величины равномерного удлинения и коррелированной с ним величины ($1 - \sigma_Y/\sigma_\theta$). Предложен новый способ учета влияния расщеплений в изломе на работу разрушения как изменение «эффективной» толщины образца.

3. Показано, что для высокопрочных судостроительных сталей участки излома, имеющие при их визуальной оценке спорную трактовку («размерные стрелки», «обратный излом»), по уровню достигаемой в изломе пластической деформации не могут быть отнесены к хрупким разрушениям, и инструментированные испытания дают

объективную информацию о вкладе их в общую энергоемкость разрушения в отличие от субъективного отнесения их по виду излома к хрупкому или вязкому типу.

4. Экспериментально показано отсутствие корреляции энергоемкости разрушения образцов *ИПГ* с рекомендуемым для оценки эксплуатационной надежности металла магистральных трубопроводов параметром «угол раскрытия вершины трещины» (*СТОА*): первая величина определяется равномерной деформацией металла, вторая – предельной его деформационной способностью в условиях плоского напряженного состояния.

5. Предложена модель распространения хрупкого разрушения в образце *ИПГ*, основанная на связи температурной зависимости площади кристаллического участка излома с температурной зависимостью параметра трещиностойкости при торможении трещины в условиях плоской деформации – K_{Ia} . Эта модель позволяет устанавливать влияние толщины и прочности испытываемого материала на сдвиг температуры вязко-хрупкого перехода, соотношение критических температур *ИПГ* и *NDT*, сформулировать требования к определению критической температуры *ИПГ* как температуры допустимого снижения энергоемкости разрушения образца по отношению к максимальным теоретическим оценкам, полученным для полностью вязкого разрушения.

6. Обоснована процедура аттестации судостроительных сталей по результатам инструментированных испытаний *ИПГ* в виде допустимого снижения измеряемой работы разрушения при температуре $T_{ИПГ}$, определенной исходя из минимальной температуры эксплуатации конструкции T_d с учетом предлагаемых температурных сдвигов ΔT , зависящих от толщины и предела текучести: $T_{ИПГ} < T_d + \Delta T$. Применительно к вязким разрушениям показана целесообразность определения поглощенной энергии как необходимое дополнение к факту получения 100 % волокнистой составляющей в изломе, поскольку энергоемкость вязкого разрушения различна и это должно учитываться при выборе материала газопроводов.

Практическая значимость работы заключается в следующем:

- разработан стандарт организации СТО-07516250-283-2024 «Определение поглощенной энергии при проведении испытаний на ударный изгиб падающим грузом. Методика испытаний», включающий метод отделения работы разрушения образца от

работы, поглощаемой амортизатором, и предложенную процедуру калибровки измерительной системы;

- сформулированы изменения существующей редакции «Правил...» РМРС в части корректировки методики испытаний *ИППГ* судостроительных и трубных сталей, включая возможность проведения инструментированных испытаний и критериев применимости материалов по их результатам, что позволит повысить их информативность; оформлен **акт внедрения**.

Личный вклад автора в получении научных результатов, изложенных в работе, заключается в:

- в разработке бесконтактной методики инструментированных испытаний с определением работы разрушения образцов при *ИППГ* и методики калибровки систем для регистрации поглощенной энергии при *ИППГ*, её практическая апробация;

- в получении результатов определения поглощенной энергии на образцах *ИППГ*, изготовленных из различных марок конструкционных сталей в различной толщине, разработке нестандартных образцов, имеющих концентраторы в хрупких наплавках и испытаниях таких образцов;

- в проведении экспериментальных исследований методами оптической металлографии и измерений твердости с целью определения предельной деформационной способности металла на участках изломов с различной морфологией разрушения;

- в анализе полученных результатов экспериментальных исследований и выявлении корреляции работы зарождения и распространения трещины с толщиной, пределом текучести стали, суммарной длиной расщеплений и деформационной способностью;

- в участии в разработке метода расчетного определения параметра *СТОА* при инструментированных *ИППГ*, проведении испытаний и анализе результатов;

- в участии в разработке модели, описывающей связь содержания кристаллической составляющей в изломах образцов *ИППГ* с условиями торможения трещины в конструкции;

- в подготовке и публикации научных статей, и представлении докладов, содержащих результаты исследований на научно-технических конференциях.

Достоверность основных результатов, выводов и рекомендаций подтверждена:

- соответствием результатов экспериментов и сделанных выводов имеющимся литературным данным;
- проведением испытаний и исследований в аккредитованных лабораториях на современном оборудовании, имеющем необходимые сертификаты калибровки/свидетельства о поверке в соответствии с установленным государственным реестром средств измерений РФ порядке;
- применением современных методов расчета с использованием программного комплекса МКЭ ANSYS как инструмента исследований напряженно-деформированного состояния.

Положения, выносимые на защиту:

1. Взаимосвязь максимальной величины работы разрушения образцов *ИППГ* из изотропного материала при полностью вязком его механизме и работы, затрачиваемой на зарождение трещины из концентратора, с толщиной, пределом текучести стали и отношением предела текучести к временному сопротивлению (σ_Y/σ_δ).
2. Оценка уровней накопленной пластической деформации, соответствующей различным морфологическим признакам разрушения при *ИППГ*.
3. Оценка влияния расщеплений в изломе на энергоемкость вязкого разрушения.
4. Связь температурной зависимости площади кристаллической составляющей в изломе образца *ИППГ* с температурной зависимостью параметра трещиностойкости при торможении трещины в условиях плоской деформации – K_{Ia} .
5. Обоснование регламентации величины поглощённой энергии при *ИППГ*, позволяющей с учетом предлагаемых температурных сдвигов, зависящих от толщины и предела текучести, прогнозировать температуру торможения хрупкой трещины в конструкции.

Апробация работы. Основные результаты работы докладывались и обсуждались на 7 научных конференциях: IX конференции молодых ученых и специалистов, 2010 г., ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», Санкт-Петербург; XVIII и XXV Международных научно-технических конференциях «Трубы», 2010 и 2023 г., Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности, Челябинск; II и XIV Всероссийских конференциях по испытаниям и исследованиям свойств материалов «ТестМат», 2013 и 2022 г., Всероссийский научно-исследовательский институт

авиационных материалов «ВИАМ», г. Москва; Всероссийской научной конференции «Неделя науки ФизМех», 2023 г., Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург; VIII Всероссийской конференции с международным участием «Безопасность и мониторинг природных и техногенных систем», 2023 г., Красноярск.

Публикации. Основное содержание работы опубликовано в 14 печатных работах, в том числе в 7 изданиях, рекомендованных перечнем ВАК.

Структура и объем диссертационной работы. Диссертационная работа состоит из введения, шести глав, заключения, списка литературы из 124 наименований и 2 приложений. Работа изложена на 229 страницах, содержит 120 рисунков и 25 таблиц.

Глава 1 Принципы и методы оценки хладостойкости низколегированной стали. Применение испытаний падающим грузом

1.1 Требования к хладостойкости и трещиностойкости сталей для магистральных трубопроводов и судостроительных сталей

Требования к хладостойкости и трещиностойкости металла трубопроводов и судостроительных сталей должны соответствовать проектным условиям эксплуатации соответствующих конструкций. Наибольшее влияние на работоспособность конструкций оказывают: температуры эксплуатации; воздействие внешних и внутренних агрессивных сред; статические, динамические и циклические нагрузки, как расчетные, так и нештатные; любые другие воздействия, способные оказывать влияние на работоспособность элементов конструкций. К таким конструкциям относятся трубопроводы, ледоколы, суда ледового класса, плавучие и стационарные буровые платформы, морские терминалы и др.

Применение рассматриваемых сталей в России в основном предполагает их использование в регионах с холодным климатом, включая Арктический шельф, северные моря, участки суши в районах вечной мерзлоты, где отрицательные температуры наблюдаются круглый год, а также регионы с резкими колебаниями температур, для которых характерен многократный переход температуры через ноль, с её минимальными значениями, достигающими минус 50 °С. Такие экстремальные температурные условия устанавливают определенные требования к свойствам применяемых сталей. Основными требованиями здесь являются следующие.

- 1) Отсутствие хрупкого разрушения, что актуально как для судостроительных, так и для трубных сталей. Необходимо отметить, что к этому требованию относится как достижение условия предотвращения старта разрушения от имеющегося технологического дефекта или усталостной трещины, так и способность материала тормозить трещину, развивающуюся по хрупкому механизму, при минимальной (расчетной) температуре эксплуатации конструкции.

2) Отсутствие вязкого разрушения с низкой энергоемкостью, распространяющегося с высокой скоростью, превышающей скорость декомпрессии газа в вершине трещины. Это требование актуально для сталей, применяемых в магистральных трубопроводах, транспортирующих газ.

Для низкоуглеродистых низко- и среднелегированных сталей, имеющих ОЦК решетку, характерен вязко-хрупкий переход при понижении температуры. Опасность хрупких разрушений заключается в том, что они могут происходить при сравнительно низких напряжениях и распространяются на большие расстояния. При наличии в конструкции технологического дефекта или усталостной трещины эксплуатационные напряжения в конструкции приводят к локальному пику напряжений в зонах их концентрации, что при недостаточном сопротивлении металла хрупкому разрушению может вызвать внезапное разрушение всей конструкции. Часто хрупкие разрушения приводят к катастрофическим последствиям [33].

На практике для сварных конструкций под технологическими дефектами подразумевают «холодные» или «горячие» трещины, непровары и несплавления, острые шлаковые включения, концентраторы формы шва и др. В сварных соединениях неизбежно присутствуют остаточные сварочные напряжения (ОСН), снятие их традиционным методом термической обработки невозможно ввиду больших размеров конструкций. Таким образом, необходимыми требованиями к хладостойкости трубных и судостроительных сталей, применяемых в составе сварных конструкций, является предотвращение старта хрупких трещин в зонах сварки и торможение стартовавшей трещины основным металлом. Сопротивление старту нестабильной хрупкой трещины из зоны сварного шва должно обеспечиваться свойствами металла сварного соединения. Контроль сопротивляемости металла шва хрупкому разрушению осуществляется испытаниями на статическую трещиностойкость (обычно нормируют критическое значение $CTOD$ — раскрытия вершины трещины). Для основного металла применяется подход, основанный на прямом или косвенном определении температуры торможения хрупкой трещины $T_{ХР}$.

Обеспечение отсутствия хрупкого разрушения сводится к применению металла, имеющего температуру торможения трещины ниже, чем минимальная температура эксплуатации конструкции.

А) Судокорпусные конструкции.

Требуемая минимальная температура эксплуатации элементов конструкций T_d , согласно требованиям Правил Российского морского регистра судоходства (РМРС) [49] рассчитывается в соответствии с таблицей 1.1. Здесь в качестве величины T_A принимается минимальная среднесуточная температура воздуха, наблюдаемая за пятилетний период.

Таблица 1.1 – Определение расчетной температуры конструкций в зависимости от их типа и условий эксплуатации.

Элементы конструкций	Наличие изоляции	Наличие подогрева	Расчетная температура T_d		
			Район грузовых помещений		Район помещений, не относящийся к грузовым
			танки	трюмы	
Открытая часть расчётной палубы, бортовая обшивка выше летней грузовой ватерлинии (для судов ледовых классов – выше ледового пояса) и примыкающие к ним набор и участки шириной до 1 м конструкций переборок, палуб, платформ, палубных цистерн и т.п.	Есть	Нет	T_A		
	-	Есть	$0,5T_A$		
	Нет	Нет	$0,70T_A$	$T_A + 5^\circ C$	$0,60T_A$
Часть расчетной палубы под необогреваемыми надстройками	-	Нет	$-10^\circ C$		
Наружные конструкции надстроек и рубок	Есть	Есть	$0,50T_A$		
		Нет	$0,70T_A$		
Конструкции, охлаждаемые наружным воздухом с обеих сторон	Нет	Нет	T_A		
Часть бортовой обшивки районе переменной ватерлинии. Район I ледовых усилений судов ледовых классов.	Есть	Нет	$0,55T_A$		
	-	Есть	$0,35T_A$		
	Нет	Нет	$0,40T_A$		
Примечание: 1. Для наружных конструкций подводной части корпуса $T_d = 0^\circ C$. 2. «-» означает, что наличие изоляции не влияет на расчетную температуру.					

В любом случае, по требованиям Правил РМРС, T_A не должна быть выше:

- минус 40°C для ледоколов ледовых классов Icebreaker9, Icebreaker8, Icebreaker7 и судов ледового класса Arc9, Arc8, Arc7, Arc6 и Arc5 (при эксплуатации с заходом в устья северных рек T_A не должна превышать минус 50°C);
- минус 30°C для ледоколов ледовых классов Icebreaker6 и судов ледового класса Arc4;
- минус 10°C для судов ледового класса Ice3, Ice2 и Ice1.

Для оценки хладостойкости материала как основной применяется метод определения ударной вязкости на образцах Шарпи с V-образным надрезом, испытываемых на маятниковых копрах. Так как такие образцы не являются

полнотолщинными, они не могут оценить интегральные свойства основного металла и сварных соединений в полной толщине. Для того, чтобы учесть влияние масштабного фактора, в современных правилах Регистра [50, 51, 52] вводится температурный сдвиг ΔT между температурой испытаний T_H образцов Шарпи и минимальной температурой безопасной эксплуатации T_d с учетом толщины материала t – рисунок 1.1:

$$T_H = T_d - \Delta T, \text{ где } \Delta T \approx (t - 18 \text{ мм}) \text{ } ^\circ\text{C}. \quad (1.1)$$

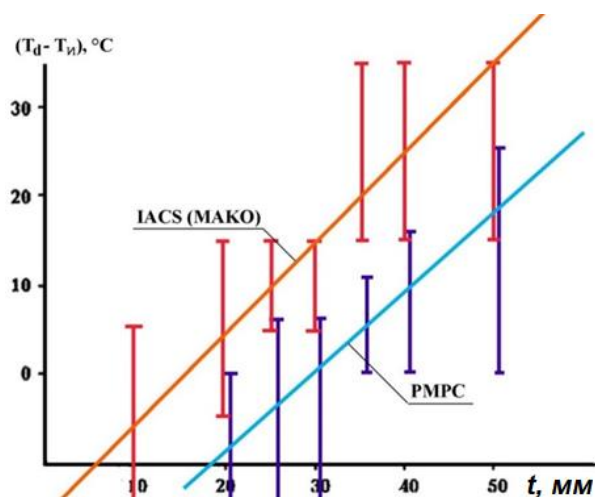


Рисунок 1.1 – Назначение температурного запаса ΔT по отношению к температуре определения работы удара T_H при выборе материалов для наиболее ответственных элементов корпуса морских судов. Указаны диапазоны ΔT согласно нормативным документам.

Следует отметить два факта:

- 1) величина ΔT может быть отрицательной для конструктивных элементов малых толщин;
- 2) нормативный документ МАКО [99] предусматривает большую величину температурного запаса, то есть фактически предъявляет более жесткие требования по хладостойкости, чем Правила Регистра.

Принцип подтверждения достаточной хладостойкости материала судостроительных сталей в данном случае основан на контроле величины работы удара KV при температуре испытаний T_H , определяющей температурную категорию стали (А, В, D, E и F) или сварочного материала (I-V). Согласно разделу «Корпус» Правил РМРС, выбор материала по этому параметру осуществляют по номограммам, связывающим

категорию стали с категорией ответственности конструкционного элемента (группой связей), его толщиной t и расчетной температурой T_d . Так, например, для расчетной температуры T_d равной минус 40 °С, для группы связей 3 (наиболее ответственной), применение стали марок D32 и D36 ($T_H = -20^\circ\text{C}$) допускается только для толщины до 15 мм, а для стали марки E40 ($T_H = -40^\circ\text{C}$) – до 25 мм.

Для судостроительных сталей общего назначения нормальной прочности (минимальный предел текучести 235 МПа), повышенной (315-390 МПа) и высокой прочности (420 МПа и выше) предъявляются требования к хладостойкости только по величине работы удара KV в зависимости от температуры эксплуатации и толщины. Стали, для которых выполнен комплекс дополнительных испытаний по программам Регистра с целью определения характеристик хладостойкости, и удовлетворяющие требованиям к Z-свойствам, обозначают индексом «Arc», и к ним уже предъявляются более строгие требования с позиции обеспечения высокой сопротивляемости хрупким разрушениям.

В качестве обязательных дополнительных испытаний в этом случае используют стандартные пробы, позволяющие оценить:

- 1) температуру торможения трещины по температурам вязко-хрупкого перехода: методу определения T_{KB} — статическое нагружение полнотолщинных образцов основного металла с круглым «ключевым» надрезом [59]; методу определения температуры нулевой пластичности NDT на образцах с хрупкой надрезанной наплавкой при ударном нагружении [60, 81]; методу испытания падающим грузом $ИПГ/DWTT$ специальных образцов основного металла натурной толщины с острым надрезом при ударном нагружении [14, 75, 82, 91];
- 2) трещиностойкость основного металла и металла сварного соединения: испытания по определению параметра $CTOD$ [58, 88].

Соотношения для определения расчетной температуры T_d для сталей с индексом «Arc» для различных толщин, определяемые на основе критических температур вязко-хрупкого перехода по методикам NDT , T_{KB} и $ИПГ/DWTT$, установленные Правилами Регистра [50], представлены в таблице 1.2. За минимальную рабочую температуру материала T_d , до которой данная сталь может быть использована для всех конструкционных элементов без ограничения, принимают наиболее высокое из значений T^{NDT} , T_{KB} , $T^{ИПГ/DWTT}$.

Как было сказано выше, если способность тормозить распространяющуюся трещину в металле можно оценить с помощью испытаний на определение критических температур, то сопротивляемость металла к старту трещины оценивают с помощью испытаний на трещиностойкость. К характеристикам трещиностойкости относятся: K_I (силовой критерий старта трещины), $CTOD$ (деформационный критерий) и J -интеграл (энергетический критерий). Рассматриваемые в работе конструкционные стали обладают высокой вязкостью и хладостойкостью, то есть в них наблюдается значительная пластическая деформация в вершине трещины перед её стартом. Поэтому корректное определение K_{Ic} в рамках линейной механики разрушения при испытаниях на трещиностойкость не представляется возможным, и трещиностойкость оценивается по параметрам, используемым в рамках нелинейной механики разрушения. Примеры требований к параметру трещиностойкости $CTOD$ применительно к судостроительным «Арс» сталям для основного металла и металла сварного соединения (а именно зоне термического влияния — далее ЗТВ) согласно Правилам Регистра представлены в таблице 1.3.

Таблица 1.2 – Определение температур T^{NDT} , T_{KB} , T^{III} для судостроительных сталей.

Толщина проката, мм	T^{NDT} , °C	T_{KB} , °C	T^{III} , °C
1	2	3	4
От 10 до 15 вкл.	-	T_{KB}	$DWTT$
Свыше 15 до 25 вкл.	NDT	T_{KB}	$DWTT$
Свыше 25 до 30 вкл.	$NDT + 15$	T_{KB}	$DWTT$
Свыше 30 до 40 вкл.	$NDT + 20$	$T_{KB} - 15$	$DWTT - 10$
Свыше 40 до 50 вкл.	$NDT + 25$	$T_{KB} - 25$	-
Свыше 50 до 60 вкл.	$NDT + 30$	$T_{KB} - 30$	-
Свыше 60	$NDT + 30$	*	-
* - При дополнительном условии: $T_{KB} < 0,5 T_{d(NDT)} + 15$. Примечание: 1) дополнительное условие означает $T_{KB} \leq -5^\circ\text{C}$ для Arc40, и $T_{KB} \leq -15^\circ\text{C}$ для Arc60; 2) За температуру $DWTT$ принимается соответствующая 70 % волокнистой составляющей в изломе образца натурной толщины.			

Таблица 1.3 — Примеры требований к величине CTOD, мм для основного металла и металла ЗТВ.

Толщина, мм	Основной металл			Металл ЗТВ		
	Уровень прочности (минимальный предел текучести, МПа)					
	315	460	690	315	460	690
20	0,10	0,15	0,20*	0,10	0,10	0,20*
50	0,20	0,25	0,30*	0,10	0,15	0,25*
100	0,25	0,30	0,40*	0,15	0,25	0,35*
* Результат испытаний считается также удовлетворительным, если до начала нестабильного хрупкого разрушения для всех испытанных образцов был достигнут максимум нагрузки независимо от величины CTOD.						

Б) Стали для трубопроводов.

Для контроля хладостойкости трубных сталей предъявляются требования к ударной вязкости на образцах Шарпи, параметру трещиностойкости *CTOD*, как основного металла, так и металла сварных соединений, и к виду излома специальных полнотолщинных образцов *ИППГ (DWTT)*. В отличие от судостроительных сталей, для трубных сталей, применяемых при строительстве трубопроводов, прокладываемых по суше (различных методов укладки), не предъявляются требования к температурам хрупкости, определяемым по методикам T_{KB} и *NDT*. В тоже время к сталям для морских подводных трубопроводов определенных категорий Правилами РМРС устанавливаются и регламентируются дополнительно требования к критическим температурам хрупкости: *NDT* и T_{KB} [52].

Следует отметить, что для трубных сталей проба *ИППГ* является обязательной. Испытываются полнотолщинные образцы с надрезом, и особенность пробы заключается в том, что при заданной температуре испытания предъявляются требования к виду излома, подразумевающие определение процентного содержания волокнистой составляющей (%*B*) в изломе. Такая оценка является субъективной, а результат может зависеть и от квалификации специалиста, производящего измерения, и от того, как им трактуются определенные участки излома: как вязкие, либо как хрупкие (более подробно см. 1.3). В нормативных документах, таких как ГОСТы, СНИПы, межведомственные инструкции, проектная документация (ПД) и технические условия (ТУ) в зависимости от условий эксплуатации и категории прочности трубопроводов, встречаются требования к %*B* при *ИППГ* от 50 до 95 %.

Для ударной вязкости, определяемой на образцах Шарпи, предусмотрен контроль при минимальной расчетной температуре стенки трубы во время эксплуатации и для минимальной температуры при монтаже. Также может вводиться температурный сдвиг между расчетной температурой эксплуатации и температурой испытаний, который зависит от толщины стенки трубы (требования стандарта DNV).

Например, в ГОСТ Р 56403 [16] устанавливается три уровня качества труб для магистрального транспорта нефти и нефтепродуктов:

- уровень качества I — трубы в обычном исполнении;
- уровень качества II — трубы в хладостойком исполнении;
- уровень качества III — трубы с повышенными эксплуатационными характеристиками.

Для труб уровней качества I и II, при одинаковых требованиях к величине ударной вязкости и содержанию % волокна в изломе специальных образцов *ИПГ*, отличаются температуры испытаний: ударный изгиб основного металла и сварных соединений, а также *ИПГ* основного металла труб уровня качества I должны проводиться при температуре минус 5 °С, а труб уровня качества II – при температуре минус 20 °С (см. таблица 1.4).

Таблица 1.4 – Ударная вязкость и доля вязкой составляющей основного металла труб уровней качества I и II [16]

Диаметр труб, мм	Ударная вязкость KCV, Дж/см ²		Доля вязкой составляющей в изломе образцов при ИПГ, %
	основного металла	сварного соединения	
	Не менее		
От 114 до 426 включ.	34	29	-
Св. 426 до 630 включ.	59	39	50
Св. 630 до 920 включ.	78	44	60
Св. 920 до 1220 включ.	88	49	80

Для труб с повышенными эксплуатационными характеристиками (уровень качества III) — испытания на ударный изгиб основного металла и сварных соединений труб должны проводиться при температуре минус 40 °С, а *ИПГ* основного металла должно проводиться при температуре минус 20 °С (таблица 1.5).

Таблица 1.5 — Ударная вязкость и доля вязкой составляющей основного металла труб уровня качества III [16]

Диаметр труб, мм	Ударная вязкость KCV, Дж/см ²		Доля вязкой составляющей в изломе образцов при ИПП, %
	основного металла	сварного соединения	
	Не менее		
От 530 до 630 включ.	98	44	60
Св. 630 до 920 включ.	118	49	70
Св. 920 до 1220 включ.	137	54	90

Для металла труб классов прочности от K52-K60 с дополнительными требованиями к эксплуатационной надежности при расчетной температуре эксплуатации ниже, чем минус 40 °С, минимальная температура испытаний на ударную вязкость составляет минус 60 °С.

Так как в общих нормативных документах (ГОСТ, СНИП) требования не детализированы для определённых условий эксплуатации, то конкретные требования по уровню описанных регламентируемых характеристик хладостойкости определяются непосредственно проектной спецификацией и техническими условиями (ТУ) на поставляемые трубы для определенного проекта с учетом степени ответственности трубопровода, прочностного класса трубной стали и конкретных условий эксплуатации.

Как упоминалось выше, к сталям для морских подводных трубопроводов (определенных категорий) Правилами РМРС устанавливаются дополнительные требования к критическим температурам NDT и T_{KB} [52]. Так, если для транспортировки жидкостей при базовом уровне надежности не требуется специальных испытаний на определение температур хрупкости, то для магистральных труб больших диаметров, транспортирующих газ, даже для базового уровня надежности требуемая величина KV составляет 200 Дж, и обязательным является испытание на определение температуры вязко-хрупкого перехода по методу $ИПП/DWTT$. При переходе от базового уровня надежности к более высоким требуется проведение полного комплекса по определению температур вязко-хрупкого перехода по методикам NDT , T_{KB} и $ИПП/DWTT$, а также трещиностойкости по параметру $CTOD$ — таблица 1.6 [52]. Это связано в первую очередь с тем, что при давлении жидкости в трубе реализуется т.н. «жесткое» нагружение, а при давлении газа – «мягкое». Поэтому трещина в нефтепроводе останавливается из-за уменьшающегося с увеличением длины трещины значения

коэффициента интенсивности напряжений (КИН) в её вершине. В случае газопровода не происходит снижения величины КИН с ростом трещины, и, соответственно, требования к способности материала тормозить трещину в случае последнего обоснованно выше.

Таблица 1.6 – Номенклатура специальных испытаний для сталей подводных трубопроводов [52]

Вид транспортируемой среды	Уровень эксплуатационной надежности			
	Базовый L, G	Повышенный L1, G1	Для транспортировки коррозионно-агрессивных сред L2, G2	Для сейсмически опасных регионов и ледостойких стояков L3, G3
Жидкости и многофазные потоки (L)	Не требуется	CTOD	Испытания на коррозию, CTOD	DWTT, NDT, CTOD, T_{KB}
Газы (G)	DWTT	DWTT, NDT, CTOD, T_{KB}	Испытания на коррозию, DWTT, NDT, CTOD, T_{KB}	DWTT, NDT, CTOD, T_{KB}
Примечание: Испытания по методу ИПГ/DWTT являются обязательными только для сталей категории PCT36 и выше, для труб с диаметром 500 мм и более.				

После установления перечня необходимых испытаний, исходя из условий эксплуатации трубопровода, согласно представленным в таблице 1.7 зависимостям устанавливаются непосредственно требования к определяемым температурам хрупкости для металла.

По аналогии с вышеописанными судостроительными сталями, согласно Правилам Регистра [52] выбор материалов должен осуществляться в зависимости от минимальной температуры эксплуатации трубопровода или его участка T_P . Если не оговорено иное, минимальная температура для подводных трубопроводов принимается равной минус 10 °С, кроме участков, находящихся в зоне полного промерзания и переменного смачивания (зоне всплеска).

Рассмотрев современные требования к хладостойкости и трещиностойкости, можно выделить следующие основные моменты:

- для судостроительных сталей общего назначения оценка хладостойкости металла проводится только путем регламентации ударной вязкости на образцах Шарпи, при этом температура испытаний определяется в зависимости от категории стали и категории

ответственности конструкционного элемента его толщиной и расчетной температурой эксплуатации конструкции;

- для судостроительных сталей специального назначения, применяемых для строительства особо ответственных высоконагруженных конструкций (стали с индексами «Arc», «Z» и др.), предъявляют дополнительные требования, регламентирующие способность металла сопротивляться распространению разрушения: к критическим температурам хрупкости основного металла по методам *ИПГ*, *NDT*, T_{KB} , а также к величине параметра *CTOD* для основного металла и сварного соединения;

- для сталей, применимых при строительстве магистральных трубопроводов для транспорта газа и нефтепродуктов, наряду с контролем ударной вязкости на образцах Шарпи и параметра *CTOD*, обязательной во всем мире является проба *ИПГ*, характеризующая способность материала тормозить хрупкое разрушение и основанная на визуальной оценке вида излома специальных полнотолщинных образцов с острым надрезом.

Таблица 1.7 — Требования к критическим температурам вязко-хрупкого перехода для трубных сталей для морских подводных трубопроводов [52]

Критические температуры хрупкости <i>NDT</i> , T_{KB}		
Класс трубопровода L3	$t \leq 20$ мм	$NDT \leq T_P - 20^\circ C$
	$20 < t \leq 30$ мм	$NDT \leq T_P - 30^\circ C$
	$30 < t \leq 40$ мм	$NDT \leq T_P - 40^\circ C$, $T_{KB} \leq T_P - 10^\circ C$
Класс трубопровода G1-G3	$t \leq 20$ мм	$NDT \leq T_P - 30^\circ C$
	$20 < t \leq 30$ мм	$NDT \leq T_P - 40^\circ C$
	$30 < t \leq 40$ мм	$NDT \leq T_P - 50^\circ C$, $T_{KB} \leq T_P - 20^\circ C$
Вид излома <i>DWTT</i> , класс трубопровода L3 и G-G3: 85% волокна среднее, 75% минимальное при температуре T_P		
Примечание: L3 — трубопровод для транспортировки жидкостей и многофазных потоков для сейсмически опасных районов и ледостойких стояков; G1 — газопровод повышенной эксплуатационной надежности; G2 — газопровод для транспортировки коррозионно-агрессивных сред; G3 — газопровод для сейсмически опасных районов и ледостойких стояков.		

1.2 Основные особенности технологий производства современных низколегированных свариваемых сталей, их структурное состояние

Для строительства современных морских сварных конструкций, ледокольного и транспортного флота, плавучих и стационарных буровых платформ, магистральных трубопроводов и других конструкций, эксплуатируемых в условиях низких климатических температур и подвергаемых высоким нагрузкам, применяют низкоуглеродистые низко- и среднелегированные стали. К таким сталям предъявляют ряд особых требований по прочности и хладостойкости как для основного металла, так и для металла сварного соединения, в том числе к их высокой трещиностойкости и деформационной способности.

Необходимо отметить также требование к хорошей свариваемости, что особенно актуально для конструкций, которые свариваются в полевых условиях при низких температурах окружающего воздуха в отсутствие возможности последующей термообработки сварных соединений. Для уменьшения эффективного размера зерна с 1970-х годов применяется микролегирование стали такими нитридообразующими элементами, как титан, ниобий и ванадий. Разработаны стали с внутризёрненным фазовым превращением, в котором центрами кристаллизации при ферритном превращении служат различные выделения и оксиды [115].

Для улучшения свариваемости стали содержание углерода снижается вплоть до 0,05-0,07 %, что позволяет избежать образования закалочных структур в ЗТВ.

В качестве основных принципов легирования хладостойких сталей с улучшенной свариваемостью различных категорий прочности можно выделить следующие:

- легирование марганцем для сталей с ферритно-перлитной структурой не более 1 % и для ферритно-бейнитной — не более 1,5-1,9 %;
- для сталей ТМО легирование никелем и медью суммарно до 0,4-0,8 % и молибденом до 0,15 %;
- для сталей, упрочняемых закалкой с отпуском, легирование никелем и мелью суммарно до 2,5 % и молибденом до 0,35 %;

- микролегирование ванадием для дисперсионного упрочнения и ниобием для торможения рекристаллизации аустенита при ТМО и снижения склонности к росту зерен при закалке;

- улучшение чистоты стали по содержанию вредных примесей — серы, фосфора, неметаллических включений и газов.

До 80-х годов прошлого века судостроительные хладостойкие стали производились методом термического улучшения (закалка с отпуском — далее З+О), а для увеличения трещиностойкости и хладостойкости требовалось повышение уровня легирования стали. В качестве примера могут выступать, например, разработанные в 70-80-е годы в ЦНИИ КМ «Прометей» хладостойкие марки сталей АБ-1 и АБ-2Р. Однако, возможности повышения свойств сталей только за счет легирования практически исчерпаны [43]. Поэтому для формирования мелкозернистой структуры с высоким уровнем свойств при производстве хладостойких свариваемых сталей сегодня широко применяется термомеханическая обработка (ТМО).

Основной целью ТМО является получение в конечном материале равномерной мелкозернистой феррито-перлитной или феррито-бейнитной структуры (рисунок 1.2).

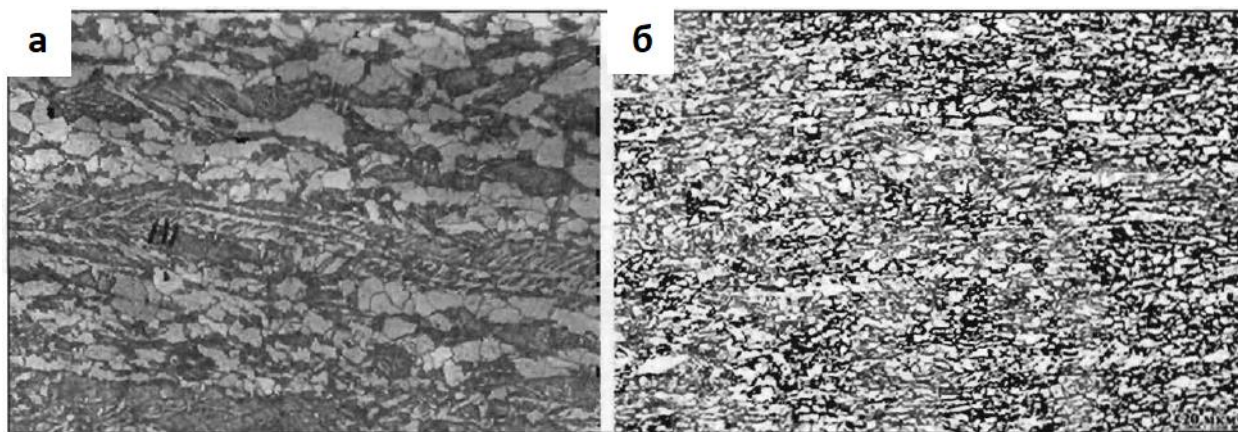


Рисунок 1.2 – Пример структуры высокопрочной судостроительной стали в одинаковом масштабе: а) крупнозернистая неоднородная феррито-перлитная; б) мелкозернистая квазиизотропная феррито-бейнитная.

Это достигается следующими процессами, которые включает ТМО:

- измельчение аустенитного зерна за счет высокотемпературной (выше температуры рекристаллизации аустенита) деформации;

- деформация в условиях заторможенной рекристаллизации в области температур ниже температуры рекристаллизации аустенита, но выше A_{r3} , и дальнейшее строго регламентированное ускоренное охлаждение (УО) [53].

Примеры различных схем режимов ТМО и их отличие от традиционных способов производства (нормализации, горячекатаного состояния) представлены на рисунке 1.3.

Аналогичный путь развития (рисунок 1.4) от низкоуглеродистых нормализованных сталей, в которых свойства обеспечивались легированием, до низкоуглеродистых микролегированных сталей, производимых методами ТМО, можно проследить и для трубных сталей, применяемых для постройки магистральных трубопроводных систем транспортировки нефтепродуктов и природного газа [97]. В середине прошлого века при производстве трубных сталей первого поколения в качестве основных легирующих элементов применялись марганец и кремний, образующие с железом твердые растворы замещения. Так были созданы низколегированные стали типа 17ГС, 17Г1С и 17Г1С-У на основе твердорастворного упрочнения (горячекатаные и нормализованные), имеющие удовлетворительную пластичность в сочетании с пределом прочности не более 520 МПа и температурой эксплуатации не ниже минус 5 °С. Сталь 17Г1С отличалась от 17ГС увеличенным содержанием марганца (1,15-1,55 %) и характеризовалась более высоким сопротивлением образованию трещин и хладостойкостью. Ограничение примесей серы (не более 0,020 %) и фосфора (не более 0,025 %) позволило повысить вязкость стали 17Г1С-У и сократить число аварий, связанных с металлургическим качеством основного металла труб.

К зарубежным аналогам рассмотренных выше отечественных сталей первого поколения можно отнести в основном нормализованные стали класса X52 (по API 5L), имеющие в составе углерод до 0,2 % и марганец до 1,35 %, с добавками ванадия 0,04-0,08 % или ниобия до 0,04 %.

Последующее развитие было направлено на упрочнение сталей с сохранением высокого уровня пластичности. С целью измельчения зерна были разработаны нормализованные низколегированные стали с карбонитридным упрочнением (второе поколение трубных сталей), обладающие более высокой прочностью ($\sigma_s = 550-590$ МПа, X56-X60 по API), чем стали с твердорастворным упрочнением. Стали с карбонитридным упрочнением (14Г2АФ-У, 17Г2САФ, 15Г2АФЮ и др.) характеризуются

мелкозернистостью и развитой субзеренной структурой феррита и обладают высокой вязкостью, пластичностью и свариваемостью. В качестве обязательных микролегирующих элементов эти стали содержат ванадий (0,05-0,12 %) и азот (0,015-0,025 %).

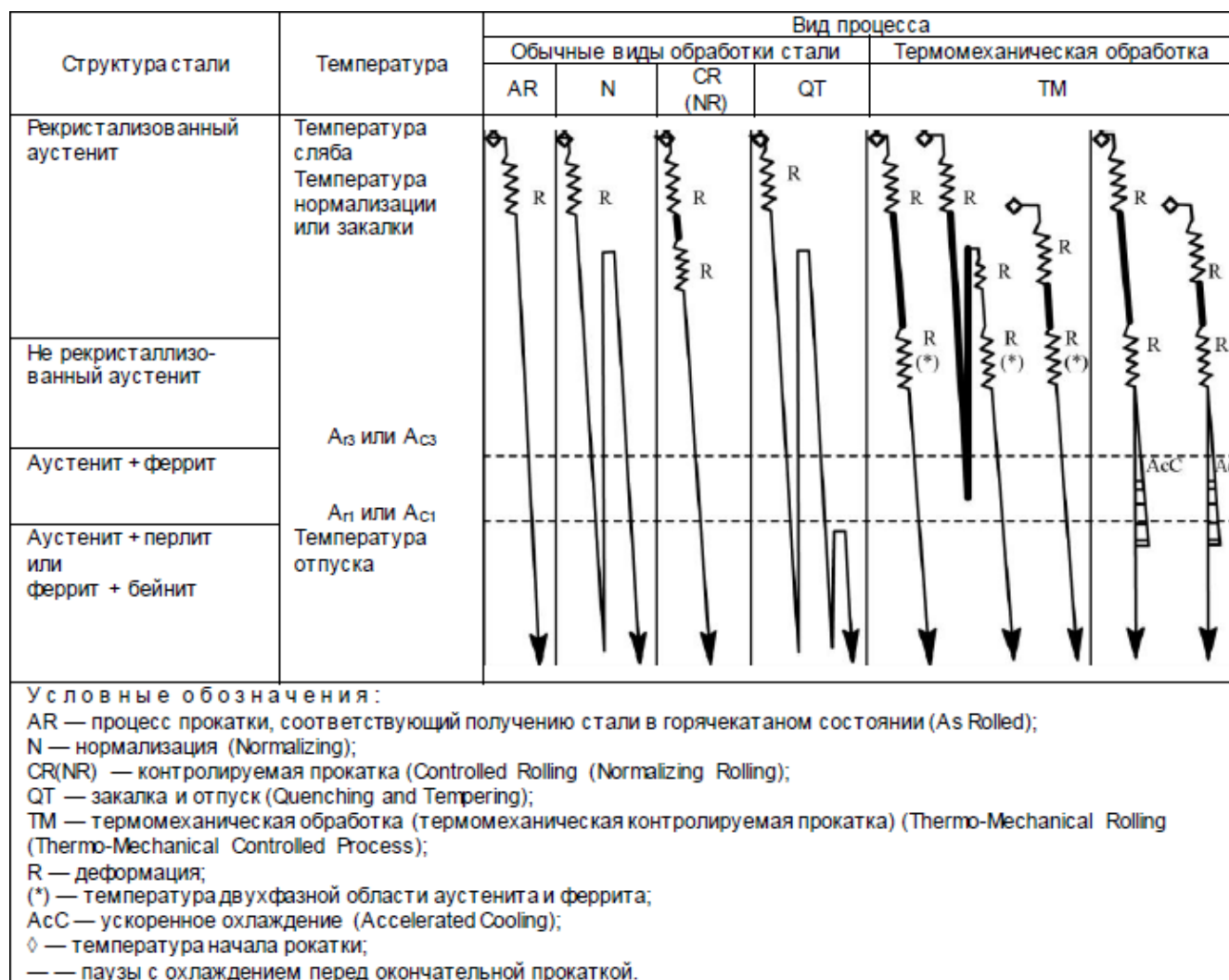


Рисунок 1.3 – Различные схемы производства проката судостроительных хладостойких сталей [50].

В дальнейшем, с введением требований к трубам по волокнистой составляющей в изломе на образцах при испытании падающим грузом (ИПГ), перешли на микролегированные стали контролируемой прокатки (третье поколение трубных сталей), характеризующиеся зернограницным и субструктурным упрочнением.

К четвертому поколению можно отнести хладостойкие микролегированные стали с пониженным содержанием углерода (менее 0,10 %) и вредных примесей: серы (0,004-

0,006 %) и фосфора [32]. Получение мелкого зерна достигалось за счет применения контролируемой прокатки сталей, микролегированных карбонитридообразующими элементами: ванадием и титаном, а также наиболее сильнодействующим на процессы торможения рекристаллизации ниобием. Процесс контролируемой прокатки является многостадийным и включает в себя стадии нагрева, обжатия в широком диапазоне температур преимущественно в $\gamma+\alpha$ области с последующим ускоренным охлаждением.

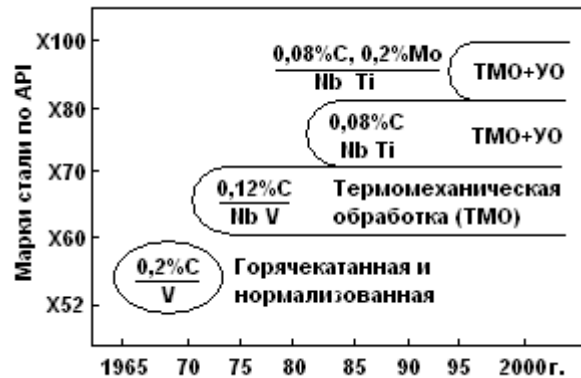


Рисунок 1.4 – Этапы разработки марок сталей для магистральных труб большого диаметра [97].

Рассматривая комплекс легирования трубных сталей, следует принимать во внимание влияние отдельных легирующих элементов на свойства готовой продукции:

- увеличение содержания углерода и марганца повышает прочность стали, при этом ухудшает её свариваемость, снижение углерода улучшает структуру, повышает коррозионную стойкость и свариваемость;

- ванадий и титан упрочняют сталь за счет образования карбидов, нитридов и карбонитридов, а также за счет измельчения зерна;

- ниобий измельчает зерно (увеличивая прочность и вязкость);

- никель, хром и медь повышают коррозионную стойкость, однако ухудшают свариваемость;

- микролегирование стали ванадием, ниобием, титаном повышает её прочность, что позволяет снижать содержание углерода;

- сера и фосфор – вредные примеси, увеличение их содержания ведет к снижению ударной вязкости и пластичности, а также увеличивает склонность к расслоениям [39].

В настоящее время в России в связи с разработкой новых месторождений значительно вырос спрос производителей труб на прокат высокой категории прочности (X80 и выше по API 5L) и повышенной хладостойкости. Феррито-перлитные стали не обеспечивают необходимых механических свойств и хладостойкости. Поэтому перспективным на сегодняшний день является переход к сталям феррито-бейнитного класса, обеспечивающим требуемые свойства. Наиболее экономически выгодная технология производства такого проката – контролируемая прокатка с ускоренным охлаждением (УО) (рисунок 1.5). Технология УО основана на управлении процессами превращения аустенита после завершения деформации, её основными параметрами являются: температура начала УО, температура прерывания УО и скорость охлаждения [39]. Меняя параметры прокатки и УО, можно получить различные структурные составляющие: феррито-перлитную, феррито-бейнитную, феррито-бейнитную с участками мартенсита, а также структуру полигонального феррита в сочетании с игольчатым.

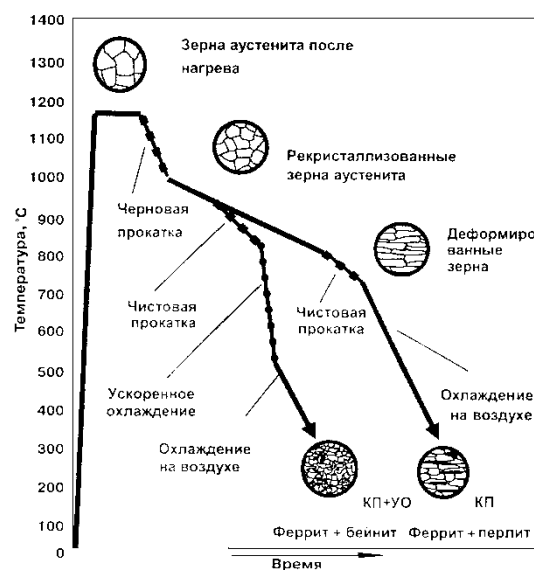


Рисунок 1.5 – Схема процессов, протекающих при контролируемой прокатке (КП) и КП с ускоренным охлаждением (КП+УО) [39].

Применение технологии УО дает возможность получения высокой дисперсности продуктов промежуточного превращения; изменения типа и соотношения структурных составляющих; повышения эффективности дисперсионного упрочнения за счет измельчения карбонитридных фаз; увеличения плотности дислокаций; снижения полосчатости (за счет замедления диффузии углерода) [38]. Таким образом, применение

УО позволяет добиться существенного упрочнения стали без дополнительного легирования.

В целом, тенденции развития современных высокопрочных трубных сталей направлены на снижение содержания углерода и легирующих элементов, рациональное комплексное микролегирование карбонитридообразующими элементами, повышение металлургического качества сталей (снижение вредных примесей и неметаллических включений), применение эффективных высокотехнологичных способов термомеханической обработки с целью получения мелкозернистой преимущественно бейнитной структуры.

Одна из проблем при производстве проката больших толщин (более 20 мм) с использованием ТМО — вероятность формирования разнородных структур и, как следствие, различных свойств по сечению листа. Причиной неоднородности структуры по толщине является неравномерное распределение деформации и скорости охлаждения. Следствием неоднородной структуры является пониженное сопротивление разрушению в направлении толщины, приводящее к расщеплениям в изломах, возникающим в процессе механических испытаний на статический и динамический изгиб [8, 63].

Еще одним из направлений в разработке и производстве сталей со специальными свойствами, наряду с традиционным измельчением зерна, является контроль ориентации кристаллической структуры зерен в середине по толщине листа, т.е. повышение сопротивления распространению трещины за счет создания контролируемой кристаллографической структуры с применением усовершенствованных методов ТМО. Примером такого продукта может служить сталь «ARRESTEXTM», разработанная японской компанией «JFE Steel Corporation» [119]. Согласно рекламным материалам компании JFE, в разработанной ими стали реализуется такая ориентация зерен в середине толщины листа, при которой плоскости отрыва (плоскости наиболее плотной упаковки) ориентированы под углом 45° к наиболее вероятной плоскости распространения трещины, тогда как в традиционных сталях их ориентация произвольная (случайная).

Подводя итог, можно отметить, что в работе должны рассматриваться современные высококачественные конструкционные стали с хорошей свариваемостью, высокой вязкостью, пластичностью и хладостойкостью, в которых для получения

структуры заданной морфологии и измельчения составляющих на субмикроуровне применяют метод термомеханической обработки (ТМО) при одновременном снижении содержания углерода и вредных примесей и экономном рациональном легировании. Возможные конечные структуры в рассматриваемых сталях после ТМО представляют собой феррит+бейнит, бейнит. Наилучшими показателями прочности, трещиностойкости и хладостойкости будут обладать стали с однородной (квазиизотропной) мелкозернистой структурой с высокой долей бейнита и феррита гранулярной морфологии.

Для низкоуглеродистых высокопрочных свариваемых сталей больших толщин высокое качество конечного продукта с требуемыми свойствами достигается применением закалки с отпуском (З+О) в сочетании с правильно подобранным комплексным легированием никелем, марганцем, хромом, медью, молибденом, ниобием, ванадием и титаном [12]. Такая комбинация обеспечивает при закалке получение бейнитно-мартенситной или преимущественно мартенситной структуры. Последующий высокий отпуск позволяет получать сочетание необходимых характеристик прочности, вязкости и хладостойкости за счет формирования дисперсной бейнитно-мартенситной структуры, в который присутствует бейнит как реечной, так и гранулярной морфологии.

1.3 Применение методики *ИПГ/DWTT* в ее исходном виде, ее развитие в более поздних работах

Метод испытания полнотолщинных образцов на ударный изгиб падающим грузом *ИПГ* (*ИПГ/DWTT – Drop-Weight Tear Test*) был разработан и предложен институтом нефти и газа Баттеля (США) в 60-х годах прошлого века. Он заключается в разрушении падающим грузом полнотолщинного образца с концентратором, с последующей визуальной оценкой вида излома (рисунок 1.6). Скорость бойка в момент удара составляет от 5 до 9 м/с. В зависимости от стандарта, в качестве концентратора может применяться как наиболее распространённый V-образный надрез, так и шевронный

пропил. В зарубежных стандартах нанесение концентратора в виде V-образного надреза допускается только методом прессования (угол концентратора 45° с радиусом при вершине $\leq 0,04$ мм), российский ГОСТ допускает также нанесение V-образного концентратора методом резания, с радиусом равным 0,25 мм.

Данная методика описана в следующих документах: API RP 5L3, ASTM E436, EN 10274 и ГОСТ 30456 [75, 82, 91 и 14].

Визуальный анализ излома и подсчет волокнистой составляющей, согласно этим документам, имеет ряд особенностей. При подсчете вязкой или хрупкой составляющей из рассмотрения исключаются участки излома, прилегающие к надрезу с одной стороны, и прилегающие к месту удара бойка, с другой (рисунок 1.6, б). Высота отбрасываемых участков равна толщине образца, при толщинах до 19 мм, и равна 19 мм для больших толщин.

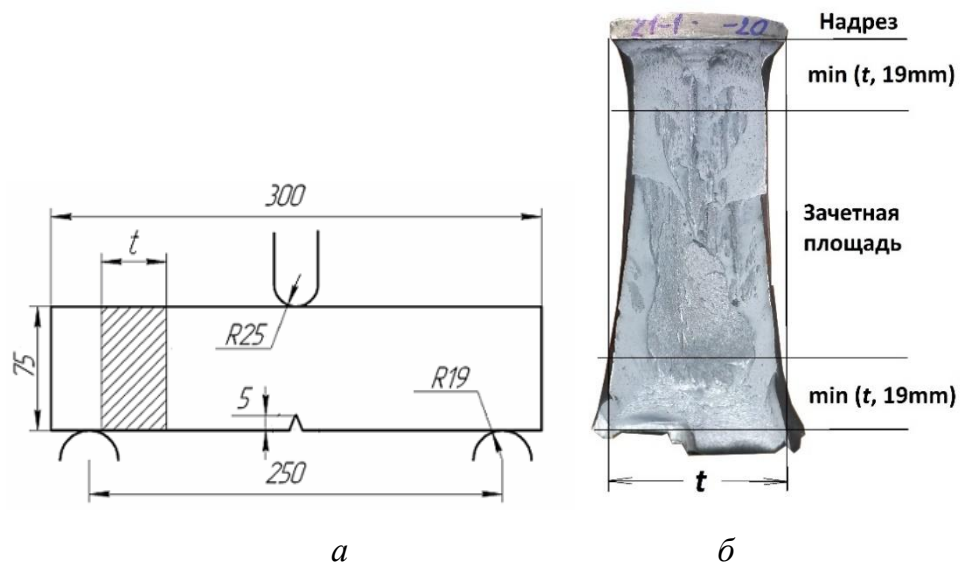


Рисунок 1.6 – Схема испытаний и образца ИППГ –а и схема оценки вида излома –б.

Изначально этот метод испытаний был предложен для оценки сопротивления сталей сосудов давления хрупким лавинообразным разрушениям. Также эта методика может применяться и для других конструкционных сталей, например, судостроительных, используемых в условиях низких климатических температур, где особенно актуально требование по отсутствию хрупких разрушений.

Известно, что разрушения трубопроводов, находящихся под внутренним давлением, можно разделить на хрупкие, распространяющиеся со скоростью более

500 м/с и вязкие — со скоростью распространения менее 300 м/с. Разрушения, распространяющиеся в интервале скоростей 300-500 м/с, можно отнести к переходным [57].

Хрупкие разрушения в газопроводах распространяются со скоростью в 1,5 раза и более превышающей скорость декомпрессии газа, поэтому не наблюдается снижения давления газа в месте нахождения вершины движущейся трещины [57]. Именно поэтому протяженность таких разрушений может достигать сотен метров.

Однако могут наблюдаться и протяженные вязкие разрушения (рисунок 1.7). Для металла, обладающего низкой энергоемкостью при вязком разрушении, трещины могут иметь скорость, превышающую скорость декомпрессии газа в вершине трещины и поэтому распространяются на большие расстояния.



Рисунок 1.7 – Вязкое протяжённое разрушение с большой утяжкой магистрального газопровода Торжок-Минск-Иванцевичи, 1998г.

Использование испытаний *ИППГ* для оценки сопротивления хрупким разрушениям было полностью обосновано применительно к горячекатаным или нормализованным трубным сталям 60-80-х годов прошлого века. Эти стали имели узкий температурный интервал вязко-хрупкого перехода, а излом образца имел «классический» вид

(рисунок 1.8). «Классическим» видом излома в рамках данного метода можно назвать излом без расщеплений, в котором участок с хрупким механизмом распространения трещины, примыкающий непосредственно к вершине надреза, либо проходит через всю площадь излома, либо пройдя какую-то часть, меняет механизм на вязкий.

Процентное содержание вязкой составляющей в изломе при данной температуре испытаний является регламентируемым параметром, определяющим применимость материала к эксплуатации при этой температуре.

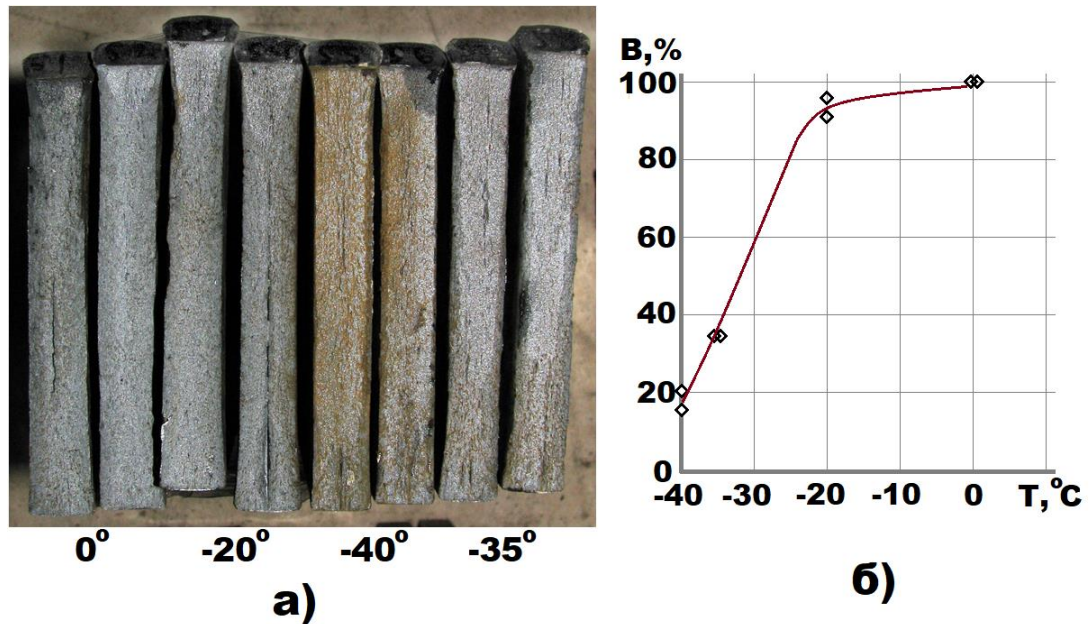


Рисунок 1.8 – Изломы образцов *ИПГ* (а) и температурная зависимость процента волокна (б) нормализованной трубной стали.

Требования по содержанию волокнистой составляющей в изломе пробы *ИПГ* подбирались эмпирически, сравнением результатов испытания данной пробы и пневматических полигонных испытаний реальных труб при одинаковых температурах [3, 108]. Таким образом, за критерий принимали определенное процентное содержание волокнистой составляющей в изломе образца *ИПГ* при температуре испытания, при которой полигонные испытания обнаруживали торможение хрупкой трещины в трубе. Требования к процентному содержанию волокна в изломе различаются в различных нормативных документах и могут составлять от 50 % до 95 %, при минимальной температуре эксплуатации. При переходе к сдаточным испытаниям, для обеспечения требуемой хладостойкости, такие испытания проводят при минус 10 °C для толщин менее 20 мм и при минус 20 °C для больших толщин. Ожидаемая минимальная

температура эксплуатации для траншейной укладки ниже зоны промерзания составляет около 0°C , однако для надземной укладки в зонах вечной мерзлоты и в зонах мелководья расчетная температура может быть ниже.

Полученные в конце прошлого века эмпирические результаты показывали, что температура перехода в хрупкое состояние, определенная методом *ИПГ*, ближе к таковой, определенной при пневматических испытаниях труб, чем определенная при стандартных испытаниях на ударный изгиб образцов Шарпи (рисунок 1.9) [57]. Однако такие выводы ограничены лишь узким спектром конкретных исследованных материалов и параметров труб (нормализованные стали и толщина стенки трубы 10-15 мм).

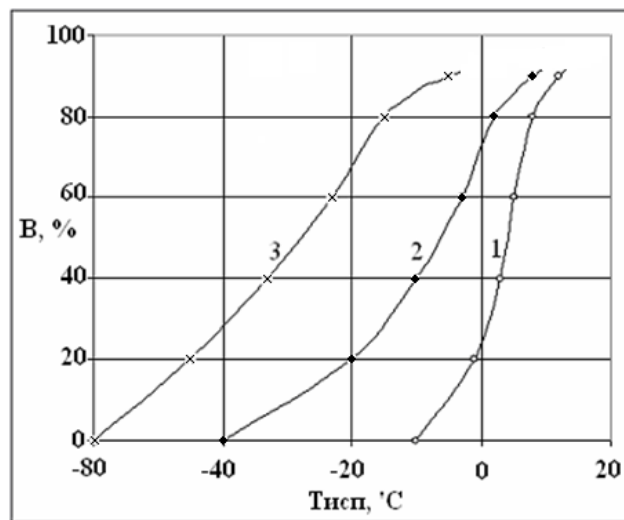


Рисунок 1.9 – Влияние температуры испытания на количество волокна в изломе нормализованной стали при: 1 – пневматических испытаниях труб $\text{Ø}1220$ мм; 2 – испытаниях образцов *ИПГ*; 3 – испытаниях на ударную вязкость образцов типа Шарпи [57].

Существует несколько причин, по которым условия распространения трещины в трубопроводе и лабораторной пробе *ИПГ* существенно отличаются. Согласно [109], пластическая зона перед вершиной трещины в трубопроводе может простирается, особенно в продольном направлении, на величину, сравнимую по порядку с диаметром трубы. Таким образом, существенно различаются поля напряжений и деформаций в области распространения трещины в трубопроводе и образце *ИПГ*. Также в отличие от образца, испытываемого изгибом, металл трубы испытывает двухосное нагружение. При этом разрушение трубопровода происходит всегда в поле растягивающих напряжений

на любой стадии процесса, тогда как в образце за счет изгиба создается пластическая сжатая зона [47]. Кривизна фронта трещины (туннелирование) может также отличаться из-за различных скоростей распространения трещины и напряженного состояния.

В представленном выше примере (рисунок 1.9) температура перехода в хрупкое состояние определялась по виду излома. В работе [4] температура вязко-хрупкого перехода при испытаниях образцов *KCV* и *ИПГ* определялась по результатам измерения поглощенной энергии, что дает аналогичные результаты по расположению критических температур. Для трубной стали К65 установлено, что температура вязко-хрупкого перехода, определенная по сериальной кривой ударной вязкости (не учитывающей масштабного фактора) на 60 °С ниже, чем определенная методом инструментированного *ИПГ*.

Влияние масштабного фактора (т.е. влияние толщины и высоты нетто-сечения испытываемого образца) на результаты испытаний объясняется тем, что: а) при увеличении толщины растет доля участка плоской деформации (ПД) по фронту трещины; б) увеличение высоты нетто-сечения образца ведет к увеличению деформации, достигаемой перед разрушением, и хладостойкость материала снижается вследствие деформационного упрочнения.

Определение хрупкой и вязкой составляющей в изломе не вызывало затруднений для нормализованных сталей, применяемых в толщинах 15-20 мм, имеющих, как уже было отмечено выше, «классический» вид излома. Вязко-хрупкий переход для таких сталей, определяемый по результатам испытаний *ИПГ*, находился в узком интервале температур 10-15 °С, что позволяло однозначно установить для конструкции безопасную температуру эксплуатации, при которой не возникало хрупких разрушений. На сегодняшний день для производства низколегированных сталей с пределом текучести более 480 МПа применяются методы термомеханической обработки (ТМО). Вязко-хрупкий переход для таких сталей оказывается размытым в широком температурном диапазоне, а морфология изломов характеризуется появлением участков, имеющих иные типы разрушений.

Во-первых, вследствие достаточно высокой вязкости современных сталей, зачастую не наблюдается хрупкого старта трещины из надреза. Во-вторых, для сталей ТМО, в силу особенности технологии производства, характерна слоистая неоднородность структуры, из-за чего в изломе могут появляться расщепления и такие

участки, имеющие определенные морфологические особенности, как «размерные стрелки» с внешними признаками кристаллического излома и «обратный излом» [14].

В стандарте [14] «размерная стрелка» определяется как участок излома треугольной формы, на котором распространение трещины происходило в ходе ступенчатого разрушения, сопровождающегося образованием чередующихся тонких полос различных оттенков и градации серого цвета. Согласно регламентированной в данном стандарте процедуре определения количества волокнистой составляющей необходимо относить расположенные на губах среза участки «размерных стрелок» (рисунок 1.10,*а*) к вязкому излому, а расположенные в средней по толщине части (рисунок 1.10,*б*) считать участком смешанного излома с отнесением половины его площади к хрупкой составляющей [14].

В зоне излома, примыкающей к месту удара бойка, зачастую образуется т.н. «обратный излом», также обладающий видимыми признаками кристаллического излома. Этот участок излома может располагаться под различными углами к боковым поверхностям образца со стороны, противоположной концентратору, но не соприкасающейся с концентратором или с участком хрупкого излома под концентратором. «Обратный излом» характерен для сталей ТМО с высокой вязкостью и обусловлен значительной пластической деформацией испытуемого металла, упрочнением и соответствующим снижением его вязкости в месте удара бойка [14]. Такой большой номинальной деформации не наблюдается при движении трещины в трубопроводе или иной конструкции, поэтому нецелесообразно участок «обратного излома» учитывать в подсчёте площади кристаллических пятен в образце *ИПГ* при определении сопротивляемости металла хрупким разрушениям. Согласно стандартам API RP 5L3 и ГОСТ 30456 такой участок не должен учитываться при оценке вида излома [75, 14]. Следует также отметить, что согласно стандарту [75] образец считается незачетным, если не наблюдается страта трещины из надреза по хрупкому механизму, кроме случаев полностью вязкого излома. Такие ограничения оправданы тем, что при отсутствии хрупкого старта трещины из надреза затруднено прогнозирование способности металла к остановке хрупкого разрушения. Тем не менее, практика показывает, что на современных материалах зачастую встречаются случаи появления достаточно значительных по площади хрупких пятен в середине по высоте сечения,

которые не относятся к «обратному излому», а их появлению предшествовал старт и развитие трещины по вязкому механизму (рисунок 1.10, в).

Наличие этих особенностей в изломе вызывает разногласия у исследователей при оценке вида разрушения того или иного участка.

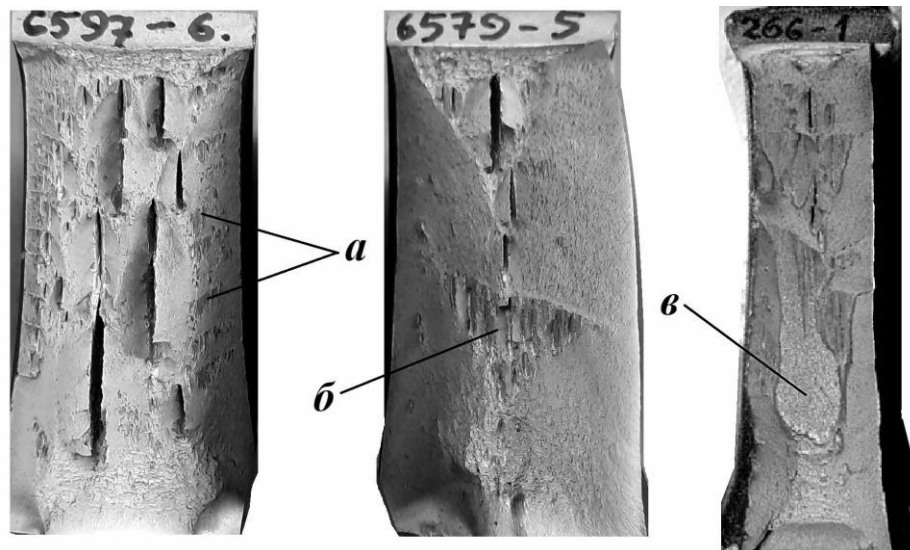


Рисунок 1.10 Вид изломов образцов *ИПГ*, содержащих участки разрушения различной морфологии: *а*) «размерные стрелки» на губах среза; *б*) «размерные стрелки» в средней по толщине части излома; *в*) хрупкое пятно, расположенное в центральной по высоте части излома.

Проблеме оценок результатов испытаний при старте трещины из надреза по вязкому механизму для сталей, обладающих высокой вязкостью, посвящен ряд работ. Еще в конце 80-х годов прошлого века специалистами института Баттеля был предложен метод использования образцов с предварительно выращенной при нагружении образца статическим изгибом из надреза трещиной (pre-cracked specimen, PC-DWTT). В работе [74] проведен анализ таких образцов и отмечено, что проблему вязкого старта из надреза при испытании падающим грузом такие образцы решают, также снижается частота появления «обратного излома». Авторы статьи отмечают, что величина пластической деформации в процессе образования трещины при статическом изгибе достигает 12,5 %, что для исследуемого металла вызывает снижение до 12 % энергии разрушения верхнего шельфа, факультативно определенной на образцах Шарпи, а температура вязко-хрупкого перехода, определенная на образцах *ИПГ*, сдвигается в теплую область на величину до 15 °С по сравнению с определенной на

стандартных образцах с прессованным надрезом (рисунок 1.11). Следует добавить, что на таких образцах затруднено получение стабильных значений энергии разрушения при *ИПГ* из-за неконтролируемой степени предварительной деформации, требуемой для старта трещины.

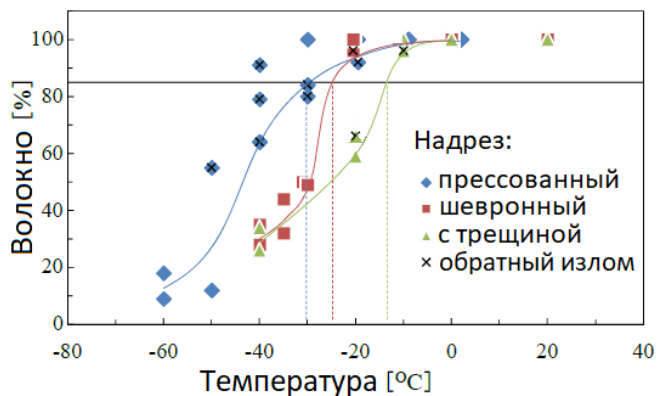


Рисунок 1.11 – Влияние способа нанесения надреза на частоту появления обратного излома и сериальную кривую *ИПГ* [74].

Работа Ишихара и др. [100] также посвящена анализу влияния способа нанесения надреза на вероятность получения «классического» типа разрушения образцов *ИПГ* из сталей, для которых использование стандартного прессованного надреза приводит к старту трещины по вязкому механизму – рисунок 1.12. Авторы статьи обращают внимание на то, что хотя использование образцов со статически нанесенной трещиной и решает проблему вязкого ее старта, однако имеет и недостаток, заключающийся в том, что образец предварительно подвергается большой пластической деформации изгибом до появления статической трещины из надреза, после чего уже испытывается на копре с падающим грузом. Происходит испытание не исходного материала, а металла, претерпевшего значительную пластическую деформацию, что может приводить, по мнению авторов статьи, к повышению температуры вязко-хрупкого перехода и снижению поглощенной при разрушении образца энергии. Для решения этой проблемы в работе Ишихара и др. рассмотрена возможность использования образца с прессованным надрезом, нанесенным после значительного локального бокового обдавливания зоны надреза на высоту 15 мм (*LC-DWTT*). В работе отмечается, что оптимальная степень обдавливания составляет 50 % от толщины, что позволяет исключить старт трещины по вязкому механизму при испытании *ИПГ*.

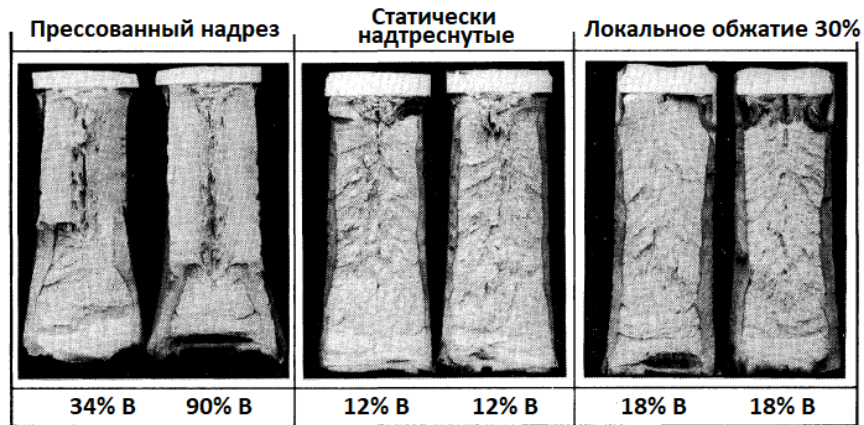


Рисунок 1.12 – Сравнение вида изломов образцов с прессованным надрезом, со статически нанесенной трещиной и подвергнутых локальному обдавливанию.

Таким образом, испытание образцов с прессованным надрезом, выполненным в зоне локального обдавливания, позволяет оценить способность материала тормозить хрупкое разрушение, гарантированно возникающее из надреза. При этом интенсивная пластическая деформация происходит лишь в зоне локального обдавливания, а изменение свойств материала по всей высоте нетто-сечения, как в случае с предварительно деформированными образцами, не происходит. Это позволяет получить более консервативную оценку и проверять при *ИППГ* именно способность материала к торможению трещины.

Однако в работе Ишихара и др. [100] также отмечается, что для установления достоверной корреляции результатов испытаний образцов такого типа с результатами полномасштабных полигонных испытаний трубопроводов на остановку трещины требуются дальнейшие исследования.

В работе [122] описан метод, позволяющий не изменяя скорость бойка в момент удара существенно повысить скорость деформирования и увеличить растягивающую компоненту нагрузки по сравнению с изгибной в вершине трещины, приближая её к наблюдаемой при разрушении трубопровода. Авторы применяют образцы с увеличенной высотой (125 мм против стандартной высоты 75 мм) и пропилом в тыльной части образца (по которой приходится удар бойка), в который вставляется упругая (высокопрочная) вставка (рисунок 1.13).

В результате такой модификации образца, при ударе со скоростью 5-9 м/с, измеренная скорость распространения трещины по вязкому механизму составляла до

91,4 м/с. Продвижение трещины снималось с помощью высокоскоростной камеры, в результате определяли параметр *СТОА* на поверхности образца (угол раскрытия вершины трещины). Параметр *СТОА* – деформационный критерий нелинейной механики разрушения (*НЛМР*), применяемый для вязких материалов, испытывающих перед разрушением большие пластические деформации в вершине трещины и характеризующий способность материала к совершению работы пластического деформирования при разрушении (более подробно рассмотрен в разделе 1.5). Авторы статьи зарегистрировали, что при таком увеличении скорости распространения трещины на образцах *ИПГ* наблюдается двукратное снижение параметра *СТОА*. Иными словами, наблюдается существенное охрупчивание материала при увеличении скорости разрушения.

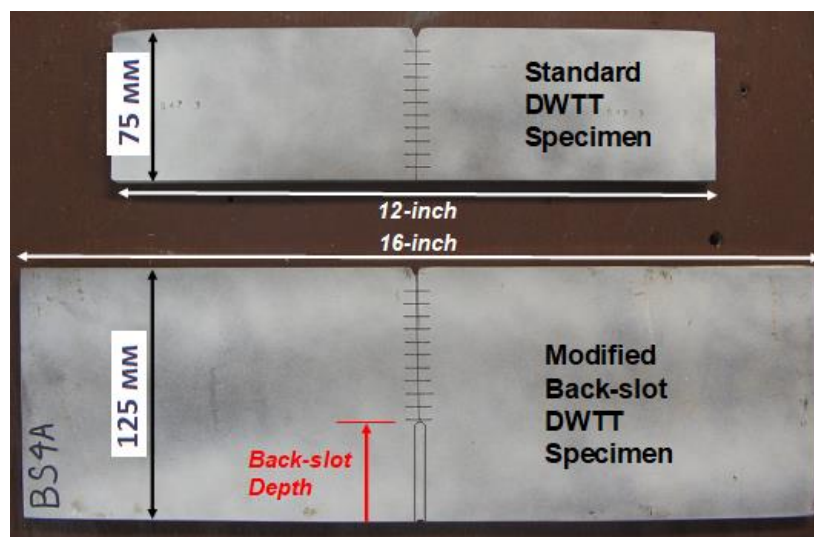


Рисунок 1.13 – Модифицированный образец *ИПГ* со вставкой.

В основном современные исследования направлены на переход от традиционного субъективного критерия испытаний *ИПГ*, т.е. визуального определения вида излома, к более информативному и объективному критерию – работе разрушения полнотолщинного образца [1, 2, 93, 98]. Для этого применяют новые инструментированные копры, либо производят дооснащение существующих копров специальными измерительными системами. Развитие испытательной техники позволило снизить стоимость инструментации копров. В настоящее время боёк с силоизмерителем стоит примерно в 1.8 раза больше, чем обычный.

Применение инструментированных систем позволяет измерять энергию, затрачиваемую на разрушение образца *ИПГ*, а также получать диаграммы ударного нагружения образцов в координатах «нагрузка – перемещение», для более детального анализа процессов старта и распространения трещины.

Согласно общепринятым представлениям на диаграмме разрушения образца *ИПГ*, записанной в координатах «нагрузка – перемещение», можно условно выделить два участка [93] (рисунок 1.14): «А» — от начала нагружения до максимума нагрузки, для которого площадь под кривой будет соответствовать энергии, затрачиваемой на инициирование трещины; «В» — от максимума нагрузки до конца нагружения, площадь под кривой соответствует энергии, затрачиваемой на продвижение трещины в теле образца.

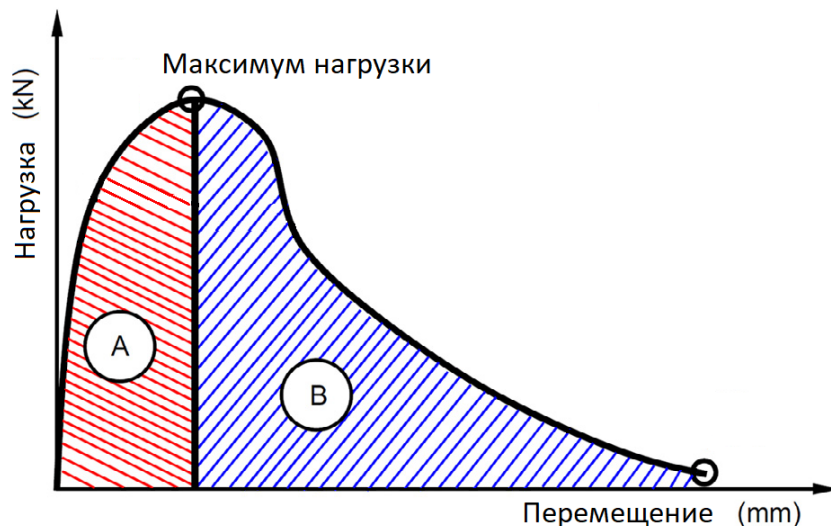


Рисунок 1.14 – Типичная диаграмма разрушения образца *ИПГ*.

Однако ряд работ [92, 105] показывает, что такое разделение весьма условно. При проведении испытаний с высокоскоростной видеозаписью, синхронизированной с диаграммой нагружения образца *ИПГ*, авторам статьи [92] удалось установить, что устойчивый рост трещины начинается позже максимума нагрузки в точке «2» (рисунок 1.15), а первые признаки страгивания трещины отмечены до точки максимума, в точке «1», которую авторы называют «областью инициации» трещины.

Отметим, однако, что результат данной работы основан на наблюдении за поведением трещины на поверхности образца, тогда как известно, что старт трещины в

середине толщины может начинаться гораздо раньше, чем на поверхности, в связи с более высокой жёсткостью напряжённого состояния.

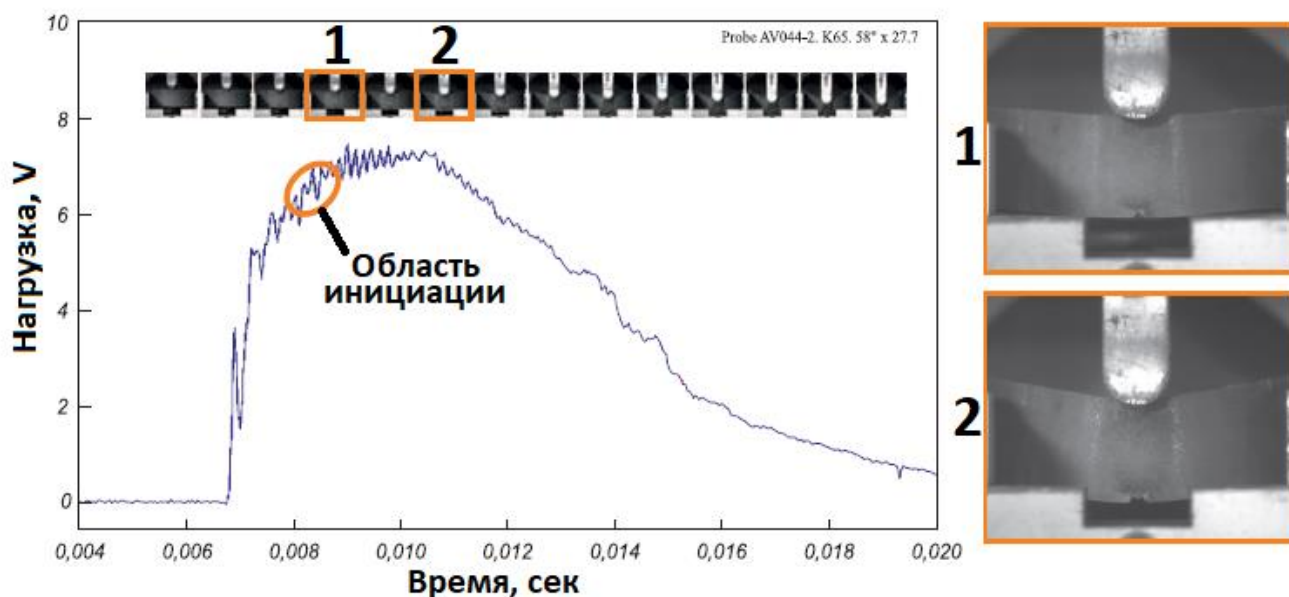


Рисунок 1.15 – Сопоставление диаграммы и видеозаписи разрушения образца *ИПГ* [92].

Инструментированные диаграммы при *ИПГ* имеют колебательный характер с довольно высокой амплитудой, что является причиной существенной зашумлённости кривой. Причина этого состоит в возникающих после удара волнах упругой деформации в самом образце и бойке, который обычно имеет длину не менее 250 мм.

В работе [4] также обсуждается вопрос о том, какие экстремумы диаграммы разрушения могут соответствовать тому или иному событию, связанному со стартом трещины или её устойчивым ростом. Авторы статьи утверждают, что после линейно упругого изгиба по достижении первого пика нагрузки — точки А (см. рисунок 1.16), в которой начинается течение материала перед надрезом, следует повышение нагрузки до локального максимума — точки Б, после которого следует резкий спад. Такой резкий спад свидетельствует, по мнению авторов статьи, о раскрытии упругой трещины, что подтверждается видом изломов разрушенных образцов при соответствующем смещении бойка. Арабей А. Б. и др. впоследствии получили с помощью моделирования методом конечных элементов (МКЭ) адекватные значения поглощенной энергии при разрушении образца *ИПГ* [1, 2]. При таком моделировании энергией старта трещины можно считать поглощенную энергию на момент «разрушения» первого конечного элемента модели по установленному критерию. Тем не менее, вопрос разделения общей энергии

поглощенной образцом *ИППГ* при разрушении на энергию зарождения и распространения трещины остается на сегодняшний день дискуссионным.

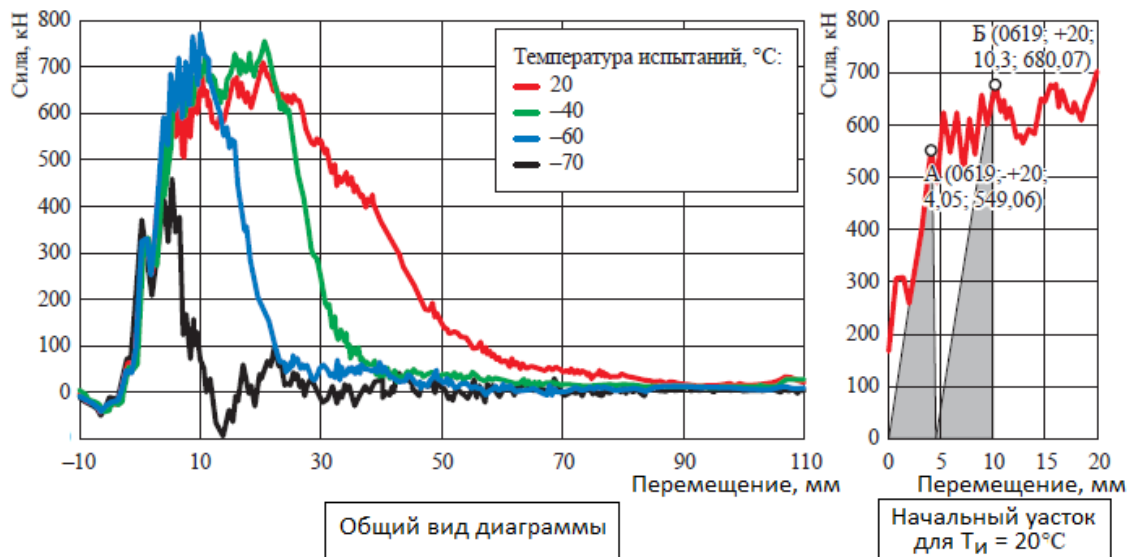


Рисунок 1.16 – Экспериментально полученные диаграммы испытания образцов *ИППГ* при различных температурах [4].

В работе [90] подтверждается актуальность применения инструментированной пробы *ИППГ* для прогнозирования сопротивления распространению магистральных разрушений в трубопроводах, выполненных из современной высокопрочной стали категории прочности X100, производимой методом ТМО. А также и обоснованность, хотя и с некоторыми оговорками, применения для этого критерия *СТОА*.

Авторы статьи показали, что использование энергии «верхнего шельфа» при испытаниях стандартных образцов Шарпи в качестве параметра, оценивающего «вязкость» материала трубы, завышает реальное сопротивление металла распространению вязкого разрушения в условиях натурных пневматических испытаний труб. Поэтому использование стандартного подхода «Двух кривых Баттеля» на основе работы удара образцов Шарпи с V-образным надрезом для новых высокопрочных сталей весьма сомнительно. В тоже время полнотолщинный образец *ИППГ*, имеющий при этом еще и гораздо большую высоту нетто-сечения, оказался, по мнению авторов статьи, более перспективным для прогнозирования события распространения либо торможения разрушения в трубе. При этом уточняется, что наилучшая корреляция с условием торможения трещины наблюдается при использовании как характеристики материала энергии верхнего шельфа распространения разрушения, но не полной энергии

разрушения образца *ИПГ* (рисунок 1.17). Также отмечается, что различия полученных значений энергии распространения трещины для металла каждой из труб невелики и укладываются в обычный разброс, так что точно предсказать в какой трубе остановится трещина – затруднительно.

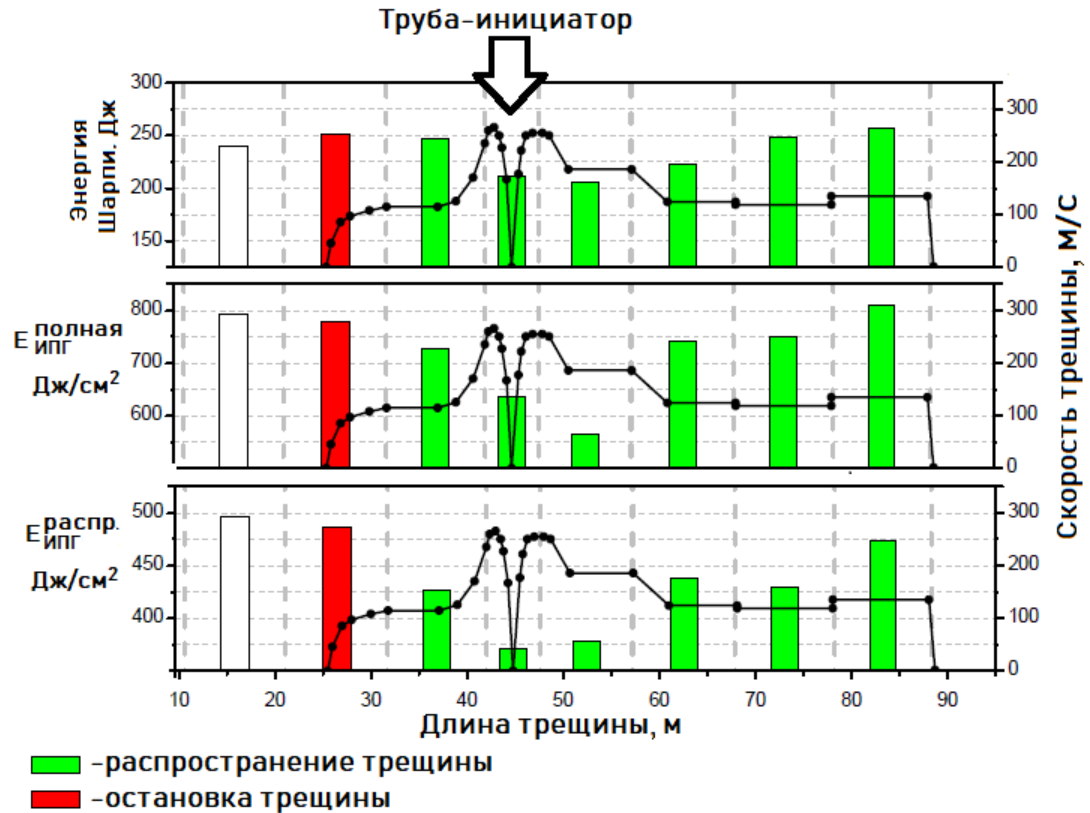


Рисунок 1.17 – Сопоставление энергии удара на образцах Шарпи, полной энергии разрушения и энергии распространения трещины в образцах *ИПГ* со скоростью трещины и событием торможения трещины при полигонных испытаниях труб [90].

Авторы статьи не указывают, как именно определялась энергия распространения трещины на образцах *ИПГ*, скорее всего ее рассчитывали по диаграммам в координатах «нагрузка - перемещение». Как было отмечено выше, такое разделение довольно условно, и вряд ли такой метод можно рекомендовать для массового использования в испытательных лабораториях при серийных испытаниях продукции. Как можно видеть, для возможности применения пробы *ИПГ* к современным высокопрочным сталям требуются дополнительные исследования, включающие как прямые эксперименты для установления возможных эмпирических соотношений между лабораторными

испытаниями и событиями разрушения и/или торможения трещин в натуральных трубах, так и теоретические разработки.

Подводя итог изложенного, можно сделать вывод, что на сегодняшний день для определения температуры торможения хрупких разрушений современных сталей *ИППГ* в своем классическом виде (оценка температурной зависимости вида излома), теряет свою актуальность в силу следующих причин:

- при испытаниях сталей высокой вязкости не наблюдается старта хрупкой трещины из надреза с последующим ее торможением, что изначально предполагалось как зачетное событие при использовании данной пробы;

- наличие размытого температурного интервала вязко-хрупкого перехода делает необходимым точное обоснование допустимого содержания кристаллической составляющей в изломе, в чем ранее не было необходимости при резкой смене вида излома;

- помимо классических составляющих излома: «кристалл» и «волокно», наблюдаются другие морфологические составляющие: расщепления по толщине, «размерные стрелки» и «обратный излом» трактовка которых неоднозначна.

Многообразие морфологических составляющих видов излома ставит вопрос: нужно ли все их учитывать, если ставится конкретная задача прогнозирования возможности торможения трещины в реальной конструкции?

Учитывая эти недостатки, на сегодняшний день актуальны исследования в области возможности применения инструментированных испытаний *ИППГ*, а именно, измерение поглощенной энергии A_{II} при разрушении полнотолщинных образцов. Но тогда крайне актуальным вопросом становится установление обоснованных требований к величине A_{II} , обеспечивающих отсутствие хрупких и протяженных вязких разрушений.

1.4 Существующие методы прогнозирования возможности хрупкого разрушения конструкций с дефектами на основе механики разрушения. Идеология связи результатов испытания проб, характеризующих вязко-хрупкий переход, с условиями торможения разрушения

С позиции предотвращения разрушений конструкций с трещиной задачей механики разрушения является поиск инварианта – такой величины, которая однозначно характеризует поле напряжений и деформаций в окрестности вершины трещины. Для линейной механики разрушения (*ЛМР*) таким инвариантом является величина коэффициента интенсивности напряжений K , для нелинейной механики разрушения (*НЛМР*) – это *CTOD* и *J*-интеграл.

В рамках *ЛМР* статическая прочность по отношению к хрупким разрушениям конструкции с дефектом, находящимся в конструкции либо предполагаемым (расчетным), описывается следующим условием:

$$K_{Ic} \geq K_I, \quad (1.2)$$

где K_I – коэффициент интенсивности напряжений (КИН) в вершине трещины под действием эксплуатационных напряжений, нагружаемой по типу отрыва (мода I);

K_{Ic} – критическое значение КИН, параметр трещиностойкости материала, определяемый при испытании стандартных образцов при минимальной температуре, соответствующей, например, минимальной расчётной температуре эксплуатации, в условиях плоской деформации (ПД).

Величина K_I определяется с учетом тарировочной функции Y , учитывающей геометрию конструкции или образца, в том числе и форму дефекта:

$$K_I = \sigma \cdot Y \sqrt{\pi a}, \quad (1.3)$$

где σ – номинальные напряжения в элементе конструкции, определенные без учета присутствия трещины; Y – тарировочная функция, которая для типовых конфигураций может быть найдена в справочнике [55, 56]; a – глубина дефекта.

Для того, чтобы параметр K однозначно описывал напряженно-деформированное состояние (НДС) в вершине трещины, должны выполняться условия маломасштабной текучести (ММТ) и ПД, что накладывает определённые требования к геометрии

образца, размеру пластической зоны в вершине трещины и длине самой трещины. Кроме того, действующие напряжения не должны превышать 0,3 предела текучести.

В самом общем виде условия корректности определения параметра K_{Ic} могут быть выражены следующими неравенствами:

$$r_{pl} = K_{Ic}^2 / 6\pi\sigma_Y^2 \leq 0,02a \quad (1.4)$$

$$a = (W - a) = B \geq 2,5 \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_Y} \right)^2, \quad (1.5)$$

где: r_{pl} – радиус пластической зоны; a – длина трещины; W – ширина образца, B – толщина образца. σ_Y – предел текучести. Для материалов, при испытании которых нарушаются условия корректности определения K_{Ic} , т.е. величина r_{pl} становится сравнимой с толщиной металла в конструкции t и условия ММТ и ПД не выполняются, необходимо использовать критерии нелинейной механики разрушения (НЛМР).

К последним относятся: 1) деформационный – величина критического раскрытия в вершине трещины ($CTOD$ – crack tip opening displacement); 2) энергетический – J -интеграл, отражающий изменение потенциальной энергии при продвижении трещины.

Независимо друг от друга Уэллсом и Коттреллом было установлено, что для материала существует некое значение раскрытия в вершине трещины, достигаемое к моменту ее старта. Соотношение между раскрытием трещины δ и радиусом пластической зоны до достижения общей текучести в условиях плоского напряженного состояния имеет вид [44]:

$$\delta = 2\pi \frac{\sigma_Y}{E} r_{pl} \quad (1.6)$$

А условие обеспечения прочности по отношению к хрупкому разрушению записывается в виде:

$$\delta_c \geq \delta, \quad (1.7)$$

где величина δ_c – критическое значение раскрытия трещины, характеризующее свойства материала, и определяемое при испытаниях образцов с трещиной при растяжении или статическом изгибе.

Вторым параметром, определяющим трещиностойкость материала вне линейно-упругой области, является J -интеграл.

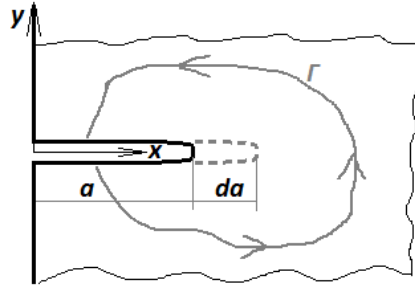


Рисунок 1.18 – Контур измерения J -интеграла для приращения трещины на величину da .

J -интеграл берется по замкнутому контуру Γ , который охватывает вершину трещины и зону её прироста, и имеет вид:

$$J = \int_{\Gamma} \left[W dy - \vec{T} \frac{\partial u}{\partial x} ds \right], \quad (1.8)$$

где $W = \int_0^{\varepsilon_{mn}} \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij}$ – плотность энергии деформации; s – путь по контуру Γ ; $\vec{T}$ – вектор напряжений на кривой, нормальный контуру Γ [9, 44].

Свойством J -интеграла, обосновывающим его применение в расчетах прочности конструкций с дефектами, является его инвариантность (т.е. независимость) от выбираемого контура интегрирования. Поэтому однозначность описания им напряженно-деформированного состояния (НДС) в вершине трещины позволяет сформулировать условие предотвращения хрупкого разрушения в виде [52]:

$$J \leq [J] = J_{cr} / n, \quad (1.9)$$

где J – расчетное значение J -интеграла, являющееся параметром нагрузки для элемента конструкции с дефектом (трещиной), определяемое уровнем действующих эксплуатационных напряжений, Н/мм; $[J]$ – допускаемое значение J , назначаемое в зависимости от параметра трещиностойкости материала J_{cr} ; n – коэффициент запаса, учитывающий, в том числе, и степень разброса данных по трещиностойкости применяемого материала.

Таким образом, все три рассмотренные выше параметра трещиностойкости (K_I , $CTOD$ и J), могут применяться для прогнозирования статических разрушений элементов в составе конструкций путем сопоставления критических значений этих параметров, являющихся свойствами самого материала для данной температуры эксплуатации (испытаний), с величиной этого параметра, рассчитанного для случая нагруженной конструкции с трещиной. Т.к. размер трещины напрямую влияет на величину параметра, то при расчете конструкции на прочность и выборе материала, берут во

внимание некие предельные случаи, например, максимальные регистрируемые на практике сварочные дефекты либо максимально допустимые эксплуатационные трещины, не приводящие к разрушению конструкции.

Применение на практике упоминаемых выше в 1.1 критических температур хрупкости, определяемых по методикам *IIIG*, T_{KB} и *NDT*, основывается на тех или иных корреляциях с так называемой «температурой торможения трещины», распространяющейся по хрупкому механизму, $T_{ХР}$. Она определяется при испытании крупногабаритных образцов по различным методикам, рассматриваемым ниже в данной главе, и соответствует быстрому изменению разрушающих напряжений. Однако, как отмечалось в работе [26], её физический смысл, как и температур хрупкости, определяемых по изменению вида излома, остается пока не связанным с подходом механики разрушения, описывающим условие торможение трещины в виде:

$$K_I \leq K_{Ia}, \quad (1.10)$$

где K_{Ia} – критическое значение КИН напряжений при торможении трещины нормального отрыва (характеристика материала, не зависит от толщины), которую обычно считают соответствующей выполнению условий ПД. Методика определения K_{Ia} описана, например, в стандарте [79].

Действительно, в рамках представленного выше стандартного подхода механики разрушения (неравенство – (1.10)) понятие «температуры торможения трещины» – $T_{ХР}$, казалось бы, не имеет смысла, поскольку эта температура, соответствующая определенному значению K_{Ia} для рассматриваемого материала, должна зависеть от уровня действующих напряжений и размера трещины. Как показано в работе [26], анализ явления торможения трещины (т.е. скачкообразного роста разрушающих напряжений) требует учёта наличия смешанного типа НДС вдоль фронта трещины: ПД плюс плоское напряжённое состояние (ПНС). Такое утверждение основано на известном факте резкого повышения $T_{ХР}$ (либо падения количества волокнистой составляющей в изломе проб, испытываемых при одной температуре) с увеличением толщины образца, при одновременном сглаживании скачка перехода по мере приближения к условию ПД.

При преобладании условий ПД на фронте трещины приложенные напряжения будут влиять на результат испытаний, так как $K_{Ia} = f(\sigma, a)$. Однако при смешанном НДС на фронте трещины: ПД+ПНС и туннелировании хрупкого разрушения отрыва, тензотемпературная кривая (зависимость напряжений, при которых произошла остановка трещины, от температуры испытаний) имеет круто возрастающий характер в

узком температурном диапазоне, а события «распространение» либо «остановка» трещины практически не зависят от приложенных напряжений. В этом случае оказывается возможным применение понятия «температура торможения трещины» – $T_{ХР}$, более того, она с достаточным основанием может рассматриваться как наиболее фундаментальная критическая температура вязко-хрупкого перехода [26].

В разделе 1.1 настоящей главы были представлены современные требования к хладостойким низколегированным конструкционным сталям, как с позиции сопротивляемости металла старту трещины (требования к трещиностойкости *CTOD*), так и к способности материала тормозить распространяющуюся магистральную трещину (определение критических температур хрупкости на лабораторных пробах). Поэтому для исследователей одним из важнейших практических вопросов является установление связи между результатами стандартных лабораторных проб по определению температуры хрупкости с результатами определения температуры остановки трещины в реальных полномасштабных элементах конструкций.

Прямые методы определения температуры $T_{ХР}$ по методикам типа «*ESSO*», Робертсона, Каназава [104] (метод «двойного растяжения»), подразумевают испытание больших полнотолщинных образцов-пластин с использованием уникальных разрывных машин, что обуславливает высокую сложность и стоимостью таких испытаний – рисунок 1.19.

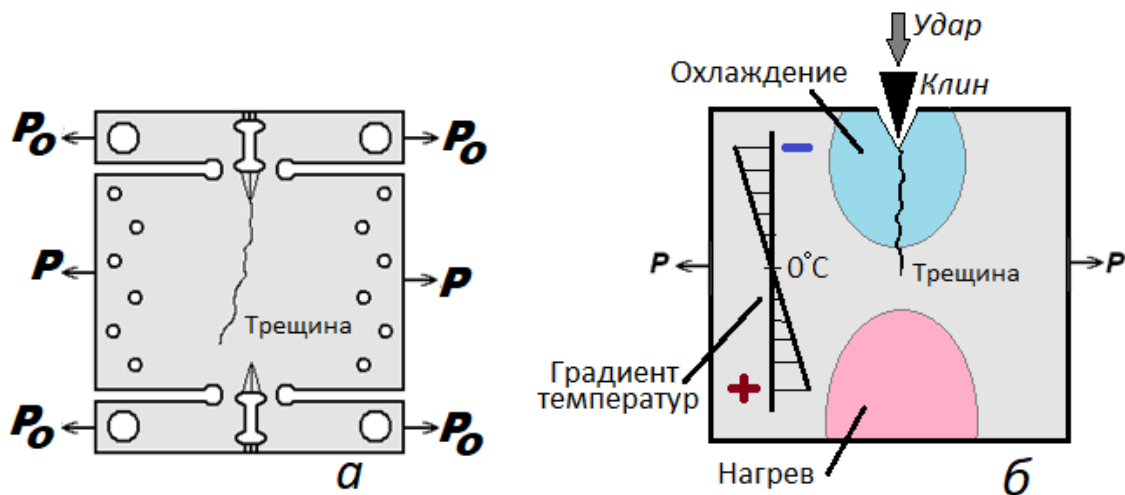


Рисунок 1.19 – Схема испытаний по определению $T_{ХР}$ по методу «двойного растяжения» – а) и схеме Робертсона – б).

Особенность испытаний на «двойное растяжение» по методике «Крыловского государственного научного центра» [40] заключается в том, что трещина образуется и разгоняется до высокой скорости, характерной для хрупкого разрушения, не в основной части образца (рабочей), а во вспомогательной (инициирующей), соединенной с рабочей частью узкой перемычкой. Растяжение рабочей и инициирующей частей образца производится независимо друг от друга, самостоятельными нагружающими устройствами. Иницирующая часть нагружается до разрушения – нагрузка « P_0 », а рабочая до требуемого уровня напряжений – нагрузка « P » (рисунок 1.19, а) [34]. В случае вязкого разрушения (быстрого торможения трещины) при первом испытании можно перевернуть образец, и испытать ещё раз при другой нагрузке и/или температуре.

Результаты испытаний образцов при различных температурах и напряжениях сводятся в одну диаграмму зависимости температуры торможения хрупкого разрушения от приложенных к рабочей части образца растягивающих напряжений – рисунок 1.20. На данной диаграмме каждая точка образует соответствующую ей область – разрушения или торможения. При этом принимается условие, по которому считается, что если точка, соответствующая конкретному напряжению в рабочей части образца и температуре, характеризует условия торможения хрупкого разрушения, то такое состояние металла будет реализовываться при всех напряжениях ниже зафиксированного в испытаниях и при всех температурах выше зафиксированных. И, наоборот, если точка, соответствующая конкретному напряжению в рабочей части образца и температуре, характеризует условия хрупкого разрушения, то разрушение будет реализовываться при всех напряжениях выше зафиксированного в испытаниях и при всех температурах ниже зафиксированных. Соответственно можно выделить на диаграмме две зоны – зона безопасной работы металла в составе конструкции (зона торможения хрупкого разрушения) и зона разрушения, характеризующая условия, при которых металл в составе конструкции использовать предельно опасно.

Таким образом, с помощью методики «Крыловского государственного научного центра», согласно которой проводятся испытания при разных напряжениях, становится возможным найти температуру $T_{ХР}$, которая соответствует значительному изменению разрушающих напряжений. Необходимо отметить, что получаемые тензотемпературные зависимости относятся к определенной толщине испытываемого листового проката, и с повышением толщины смещаются в область более высоких температур.

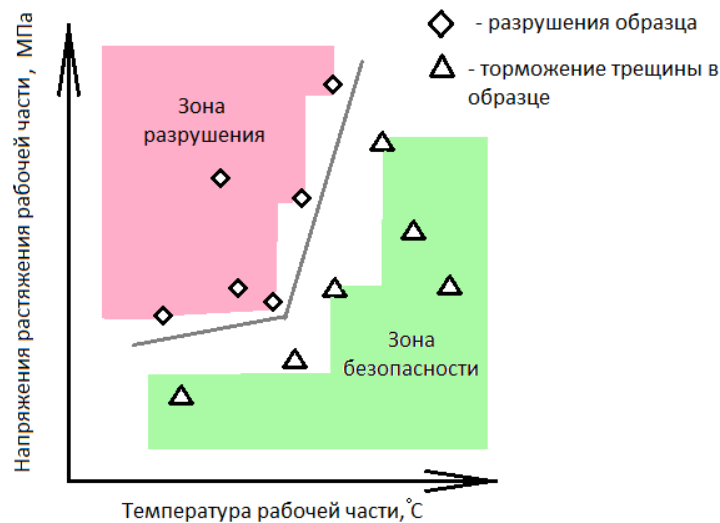


Рисунок 1.20 – Диаграмма зависимости критических температур хрупкого разрушения от напряжений растяжения.

Особенностью испытаний по методике *ESSO* [102] является прямое определение температуры остановки трещины за счет создаваемого градиента температур в испытываемом образце – рисунок 1.19, б. Проводится разрушающее испытание образца, при котором ударным нагружением инициируется хрупкая трещина от надреза. Испытание происходит при заданном градиенте температуры испытываемого образца, с приложением статического нагружения в поперечном предполагаемому развитию трещины направлению.

Однако, кроме упоминаемых выше сложностей испытаний по методу *ESSO*, связанных с их высокой трудоемкостью и стоимостью, существует и ряд методических проблем. Среди них следует выделить следующие, [94]: траектория трещины, как и её фронт не являются прямыми линиями, поэтому определяемая длина трещины, используемая для расчета критического КИН, не может быть измерена с высокой точностью; для расчета K используются напряжения, приложенные к образцу до разрушения, а не реальные напряжения в момент остановки трещины.

Помимо этого, вместо параметра K_{Ia} , который в условии торможения трещины (1.10) не зависит от толщины материала, в методике *ESSO* определяется параметр K_{sa} , относящийся к конкретной толщине испытываемого образца:

$$K_{ca} = \sigma \sqrt{\pi a} \left[\frac{2W}{\pi a} \tan \left(\frac{\pi a}{2W} \right) \right]^{1/2} \quad (1.11)$$

$$\sigma = \frac{10^6 P}{Wt} \quad , \quad (1.12)$$

где W – высота образца, мм; t – толщина, мм; a – длина трещины, мм; P – приложенная нагрузка, МН.

В настоящее время использование прямых методов определения температуры остановки трещины согласно Правилам Регистра [50] обязательно только для стали, используемой для контейнеровозов. Эти требования распространяются на сталь категории прочности УР47 (с минимальным пределом текучести 460 МПа), а также стали иных категорий прочности, обеспечивающую торможение трещины – т.н. стали *BCA (Brittle Crack Arrest)* в толщинах от 50 до 100 мм, предназначенные для применения в элементах конструкции верхней палубы контейнеровозов, таких как продольные комингсы люков, ребра жесткости и прилегающие продольные связи (ширстрек).

Прямые методы определения температуры торможения трещины $T_{ХР}$ дают надежную оценку его хладостойкости в данной толщине проката в составе конструкции, но обладают и существенным недостатком – высокой стоимостью и трудоемкостью. Поэтому для определения хладостойкости широкого спектра стальных материалов при первичной аттестации и сдаточных испытаниях применяют стандартные пробы, каждая из которых, предположительно, имеет свою корреляцию с температурой $T_{ХР}$ разной степени достоверности.

Как известно, применение полнотолщинных проб ($T_{КБ}$, *ИПГ*) обосновано тем, что толщина конструкции влияет на напряженно-деформированное состояние в вершине трещины. Поэтому результаты испытаний образцов уменьшенной толщины непосредственно не могут характеризовать условия, возникающие при разрушении натурной конструкции, без введения каких-либо поправок.

При испытаниях по методике $T_{КБ}$ серию образцов (рисунок 1.21 (б)) нагружают статически до разрушения, при различных температурах. В результате получают температурную зависимость процентного содержания вязкой составляющей в изломах. За температуру $T_{КБ}$ принимается температура, при которой в изломах содержится в среднем 70 % вязкой составляющей.

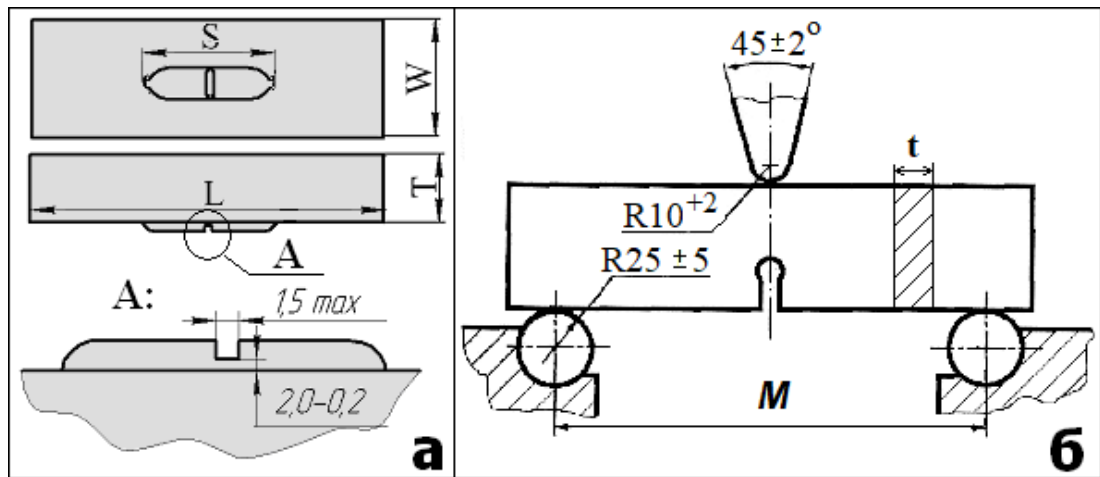


Рисунок 1.21 – Образцы для испытаний по методике $NDT-a$ и $T_{KB}-б$.

Испытания по определению температуры нулевой пластичности (NDT) подразумевают ударное нагружение образца стандартной толщины (не полнотолщинный) с нанесенной на его черновую поверхность хрупкой наплавкой, имеющей концентратор в виде надреза – рисунок 1.21 (а). Испытывают серию образцов при различных температурах и определяют, разрушен ли образец в результате удара. В данном испытании прогиб образца ограничивается стопором наковальни таким образом, чтобы хрупкая трещина от наплавки гарантированно зародилась, а прогиб был достаточным для обеспечения необходимых условий распространения трещины. Если нижняя растягиваемая поверхность образца не достигает стопора, то испытание признается несостоявшимся. Образец считается «разрушенным», если трещина, стартовавшая из хрупкой наплавки, внедрившись в основной металл, дошла хотя бы с одной из сторон до боковой поверхности образца. За температуру NDT принимается максимальная температура, при которой образец удовлетворяет вышеописанному критерию – «разрушен».

В работах [21, 22] для температур вязко-хрупкого перехода по методу T_{KB} и NDT были экспериментально получены устойчивые корреляции с температурой торможения трещины $T_{ХР}$, определяемой на полномасштабных образцах по методу Каназава для хладостойких термоулучшаемых судостроительных сталей:

$$T_{ХР} = NDT + 10^{\circ}C \quad (1.13)$$

$$T_{ХР} = T_{KB} - 10^{\circ}C \quad (1.14)$$

Однако, как отмечают авторы статьи [21], соотношение (1.13) справедливо только для металла при толщине листа до 20 мм, при увеличении толщины температурная

поправка меняется и ее необходимо определять заново для каждой толщины экспериментально. Соотношение (1.14) справедливо для листового металла в толщинах до 100 мм. Следовательно, результаты испытаний T_{KB} можно использовать для оценки температуры торможения трещины T_{XP} . Здесь же было показано, что наиболее устойчивая корреляция с T_{XP} достигается при использовании образцов T_{KB} , имеющих следующие соотношения геометрических размеров: $W=3 \cdot t$; $L=4 \cdot W$; $a=W/3$, где W – высота образца, t – толщина, a – глубина надреза.

В работах [18, 28] отмечается, что для трубных сталей высокой вязкости категорий прочности K60-K70 и X70-X100 производимых методами ТМО, устойчивая связь T_{XP} наблюдается только с температурой NDT . Формула, учитывающая реальную толщину материала, имеет вид:

$$T_{XP} = NDT + 25^\circ \cdot \ln(t/15 \text{ мм}), \quad (1.15)$$

где t – толщина листа.

Авторы работы [28] отмечают, что ранее полученные корреляции T_{XP} с результатами испытаний по методикам T_{KB} и $ИПГ$ не наблюдаются для сталей ТМО категорий прочности K60-K70 и X70-X100. Это связывается с высокой вязкостью разрушения современных сталей, ведь в этом случае, старту трещины из надреза предшествуют значительные пластические деформации. Распространение разрушения происходит в материале, имеющем не исходное состояние, а в предварительно пластически деформированном (по оценкам до 10 % и более [18]).

В более поздних работах [7] используется уточненная формула, отражающая зависимость температуры T_{KB} и T_{XP} , определенной по методу двойного растяжения (Каназавы):

$$T_{XP} = T_{KB} - 25 \cdot \ln(t/20), \text{ при } t > 20 \text{ мм}. \quad (1.16)$$

Отмечается, что соотношение (1.16) получено на анализе корреляции температуры T_{KB} с результатами испытаний крупногабаритных образцов натурной толщины на двойное растяжение, проведенных в Крыловском научном центре (Санкт-Петербург) из низколегированных высокопрочных сталей для арктических конструкций.

Здесь же отмечается, что рассматриваемые методы (NDT и T_{KB}) были разработаны применительно к углеродистым низколегированным сталям с ферритно-перлитной структурой. Для современных сталей ТМО характерна структурная неоднородность по толщине, приводящая к появлению при разрушении расщеплений, ориентированных

параллельно поверхности проката. В случае испытания *NDT* трещина, распространяющаяся изначально с поверхности образца в плоскости перпендикулярной ориентации расщеплений, может менять свою траекторию на зигзагообразную, а в некоторых случаях останавливаться. При этом указанная проба при оценке температурной применимости стали будет давать ошибку в опасную сторону [7].

Из того, что проба *NDT* не является полнотолщинной и отбирается от поверхности следует и то, что она оказывается неконсервативной для металла большой толщины. Для устранения этого недостатка, Правилами Регистра предусмотрено альтернативное расположение пробы *NDT* по толщине листа (рисунок 1.22) в случаях, когда это позволяет сделать толщина металла. Данные испытания могут служить арбитражными в тех случаях, когда для металла толщиной более 40 мм получена разность более 50 °С между температурами T_{KB} и *NDT*. Однако до сих пор не объяснено, почему при испытаниях высокопрочных сталей эта разность иногда достигает 100 °С, что нарушает все известные корреляции.

Необходимо отметить, что современные высокопрочные хладостойкие стали в целом показывают удовлетворительные значения по работе удара *KV* для основного металла в соответствии с требованиями ГОСТ Р 52927 (до 80 Дж среднее) [15].

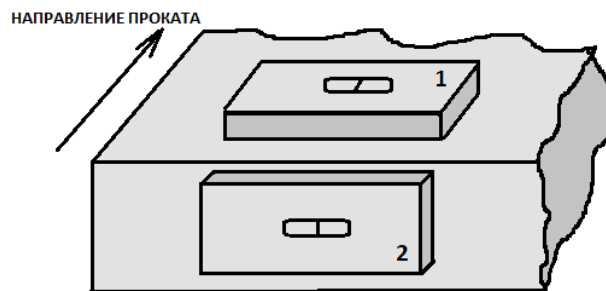


Рисунок 1.22 – Возможная ориентация образцов *NDT*: 1 – от поверхности; 2 – по толщине.

Необходимо отметить, что современные высокопрочные хладостойкие стали в целом показывают удовлетворительные значения по работе удара *KV* для основного металла в соответствии с требованиями ГОСТ Р 52927 (≥ 80 Дж среднее) [15].

Однако в ряде работ [19, 23] показано (рисунок 1.23), что существует серьезное расхождение между критической температурой T_K (соответствующей работе удара

$KV = 41$ Дж – минимально допустимое требование Правил РМРС [50] для представленных на рисунке 1.23 сталей) и температурой T_{KB} . Последняя, в свою очередь, достаточно надежно коррелирует с температурой остановки трещины, определенной прямыми методами, для термически улучшаемых судостроительных хладостойких сталей (выражения 1.14 и 1.16) согласно работам [21, 22].

Для представленного примера эти температуры отличаются на величину до $60\text{ }^{\circ}\text{C}$, что в очередной раз подтверждает необходимость использования проб, которые учитывают масштабный фактор.

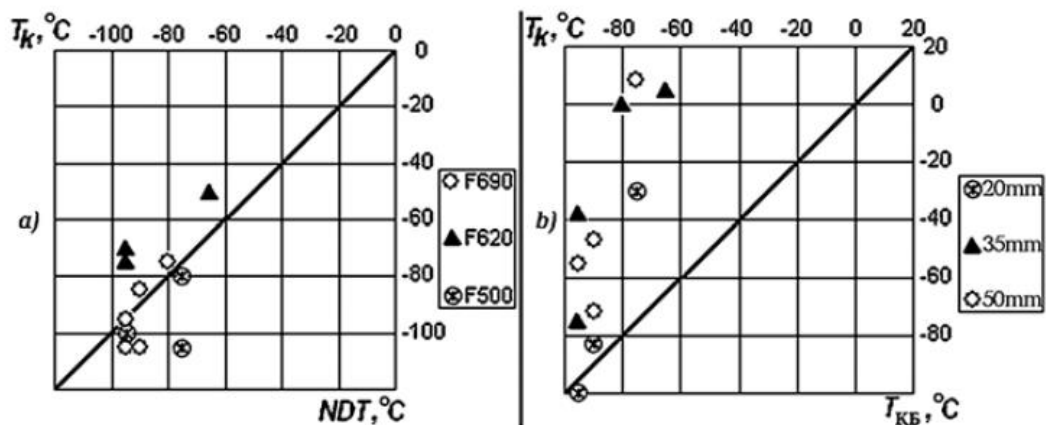


Рисунок 1.23 – Сопоставление T_K с температурами NDT и T_{KB} для листового проката высокопрочных судостроительных сталей [19].

Интересное предложение по усовершенствованию формы образца, в некоторой степени аналога отечественной пробы T_{KB} , представлено в работе японских авторов [110]. В работе идет речь о широко применяющейся в Японии пробе с прессованным острым концентратором, которая нагружается по схеме трехточечного изгиба до разрушения, с целью нахождения критического коэффициента интенсивности напряжений торможения трещины K_{ca} . (рисунок 1.24 (а)). Авторы статьи отмечают, что, хотя такие уменьшенные по сравнению с образцами *ESSO* пробы относительно недороги и удобны в использовании, результаты их показывают слабую степень корреляции с натурными испытаниями по методу *ESSO* (рисунок 1.25 (а)). Это объясняется тем, что в стандартном образце на трехточечный изгиб при быстром распространении хрупкой трещины динамический КИН – K_d сначала возрастает, а затем при переходе через «нейтральную линию» образца, где происходит смена растягивающих напряжений на

сжимающие, резко снижается. Идеальным же было бы монотонное уменьшение K_d по мере прохождения трещины по сечению образца (рисунок 1.25 (б)). Снижающийся K_d в процессе разрушения приводит к снижению нагруженности в вершине трещины, т.е. происходит такое изменение Y -функции в выражении (1.4.2), которое влечет снижение K по мере подраста трещины. Таким образом, по замыслу авторов статьи, необходимо разработать такую форму образца и схему его нагружения, которая бы позволила иметь монотонно снижающийся K , и тем самым получить в образце затормозившуюся трещину с целью рассчитать $K_{d(critical)}$ (в данном случае он будет соответствовать K_{ca}) для конкретной длины остановленной трещины. В случае возрастающего по мере движения трещины K , трещина пройдет образец насквозь, делая испытание с целью нахождения K_{ca} бессмысленным.

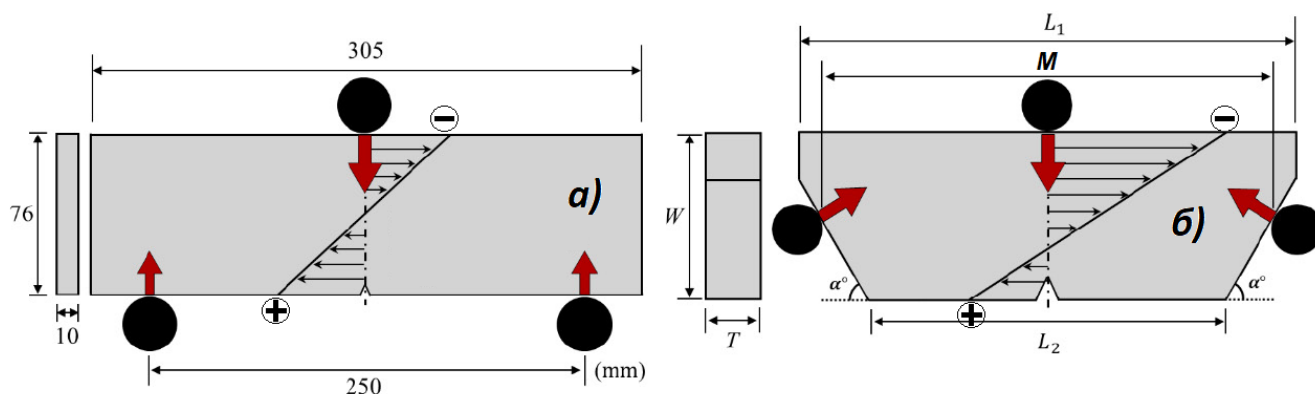


Рисунок 1.24 – Образцы для определения трещиностойкости в момент остановки трещины K_{ca} : стандартный – а и модифицированный – б [110].

Авторы статьи, используя такие расчетные методы, как МКЭ, предложили усовершенствованную форму образца на изгиб, представляющую собой трапецию (рисунок 1.24 (б)). По результатам испытаний предложенных проб авторы статьи отмечают, что в широком диапазоне скоростей распространения трещины от 100 до 500 м/с при монотонном уменьшении K_d с ростом трещины происходит её остановка, и для определенных $K_{d(critical)}$ подтверждается высокая степень корреляции с результатами теста *ESSO* (рисунок 1.26).

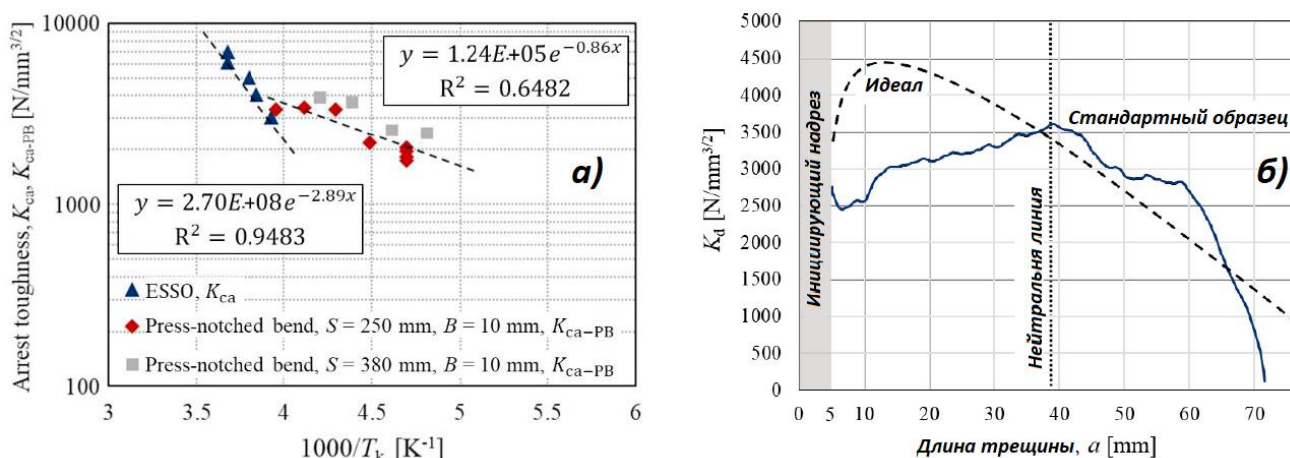


Рисунок 1.25 – Слабая корреляция результатов испытаний призматических образцов с прессованным надрезом с результатами ESSO (а) и график изменения K_d в образце (б) [110].

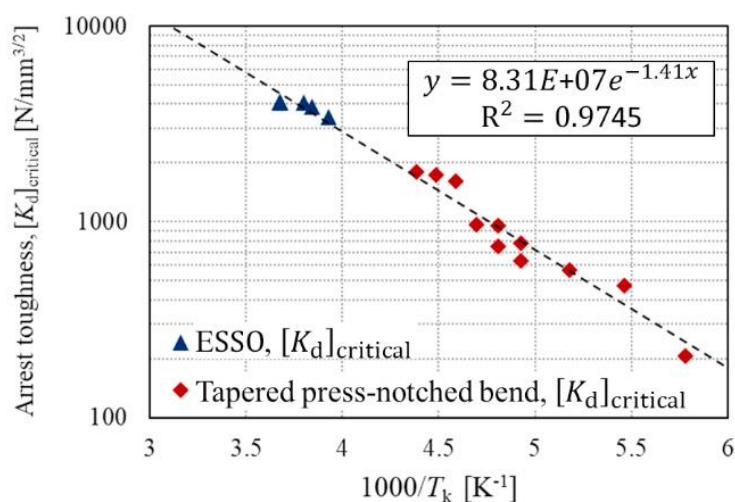


Рисунок 1.26 – Хорошая корреляция результатов испытаний трапециевидных образцов с прессованным надрезом с результатами ESSO [110].

При этом интересной особенностью подобных испытаний на торможение трещины при т.н. «падающей K -тарировке», т.е. снижении КИН с ростом длины трещины является сохранение неразрушенной части нетто-сечения (рисунок 1.27 (а) и (б)). Такое явление в зарубежной литературе прямо называть «лигаментацией» – «ligamentation» [79], оно возникает, когда металл начинает разрушаться не от вершины, а впереди растущей трещины. Оставшиеся перемычки разгружаются и могут не разрушиться при дальнейшем продвижении трещины.

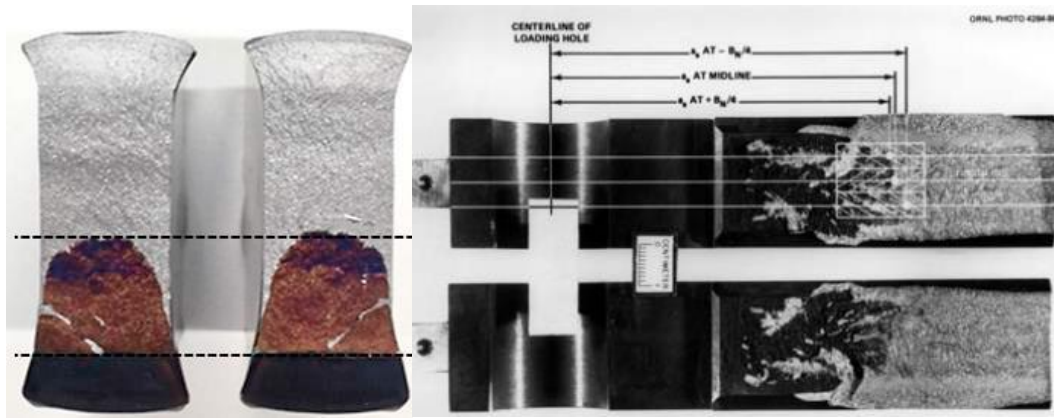


Рисунок 1.27 – Пример изломов с неразрушенными перемычками («лигаментация») при продвижении трещины в условиях «падающей K -тарировки».

Идеология назначения требований для самой распространённой пробы Шарпи с определением работы удара KV также основана на попытке увязать результаты испытаний малых проб с результатами испытаний этих же проб для материалов, успешно выдержавших испытания в составе натуральных конструкций.

Например, для трубных сталей (для производства магистральных трубопроводов нефте- и газотранспортной сети) применяются полигонные испытания труб давлением, при этом трубы подвергают охлаждению до интересующих температур. Тогда формулировка требований базируется на корреляционных соотношениях, установленных для труб, успешно выдержавших полигонные испытания сжатым газом (т.е. обеспечивших торможение трещины на коротком участке) и труб, разрушенных при этих испытаниях. Пять наиболее распространенных эмпирически обоснованных подходов по оценке работы удара, гарантирующей отсутствие хрупких и протяженных вязких разрушений, описанных в американском стандарте API 5L [76], представлены ниже:

1) «EPRG (*European Pipeline Research Group*) guidelines» — Подход 1.

Используется для сварных труб, транспортирующих газ под давлением до 8 МПа, имеющим диаметр меньше либо равным 1430 мм и толщину стенки меньше либо равную 25,4 мм. Величина работы удара KV большая чем 40 Дж (для категорий до X80) и большая чем 80 Дж (для категорий X80) вычисляется по формулам:

$$1) KV = 2,67 \cdot 10^{-4} \cdot \sigma_H^{1,5} \cdot D^{0,5} \text{ — категория } \leq X65$$

$$2) KV = 3,21 \cdot 10^{-4} \cdot \sigma_H^{1,5} \cdot D^{0,5} \text{ — } X65 < \text{категория} \leq X70$$

$$3) KV = 3,57 \cdot 10^{-5} \cdot \sigma_H^2 \cdot (0,5D \cdot t)^{1/3} \text{ — } X70 < \text{категория} \leq X80,$$

где: σ_H – расчетные кольцевые напряжения в трубе в МПа;

D – наружный диаметр в мм;

t – толщина стенки в мм.

2) «Формула Баттеля» — Подход 2:

Этот подход использует формулу Баттеля и основывается на методе двух кривых Баттеля (см. Подход 3), применяется для сварных труб, транспортирующих натуральный газ, с рабочим давлением до 7 МПа, категорий прочности ниже X80 и отношением $40 < D/t < 115$. Работа удара определяется по формуле (3) Подхода 1.

3) «Метод двух кривых Баттеля» — Подход 3.

Основан на сопоставлении двух кривых — скорости декомпрессии газа, как движущей силы разрушения, и скорости распространения разрушения, являющейся функцией от вязкости материала трубы. Минимальный уровень ударной вязкости, необходимый для торможения разрушения, определяется в точке касания кривых. Этот метод описан в *Pipeline Research Committee International (PRCI) Report 208, PR-3-9113*. Применяется для сварных труб с рабочим давлением до 12 МПа, категорий прочности до X80 и соотношением $40 < D/t < 115$.

4) «AISI – метод» — Подход 4.

Метод применим для сварных труб категории прочности до X70, диаметром до 1219 мм и толщиной стенки близкой к 18,3 мм. Работа удара определяется согласно следующему выражению:

$$K_V = 2,38 \times 10^{-4} (\sigma_H^{1,5} \times D^{0,5}), \text{ Дж.}$$

5) «Метод натурных испытаний труб (Full-Scale burst testing)» — Подход 5.

Основан на определении ударной вязкости образцов, вырезанных из труб, в которых произошло торможение трещины при полигонных испытаниях [76].

Недостаток перечисленных методов в том, что установленные корреляции базируется на ограниченном диапазоне вариантов по уровню прочности, диаметру и толщине стенки трубы, и для труб категорий прочности X80 и выше и толщины стенки свыше 15-20 мм имеют малую достоверность.

1.5 Использование параметра $CTOA$ как характеристики энергоемкости вязкого разрушения

Параметр $CTOA$ (угол раскрытия вершины трещины) характеризует способность материала совершать работу пластического деформирования при распространении трещины. Он был впервые предложен в 70-х годах прошлого века, как характеристика сопротивляемости разрушениям трубных сталей. Параметр $CTOA$ по сути является еще одной характеристикой вязкости материала: чем больше угол раскрытия трещины, распространяющейся по вязкому механизму на установившемся стабильном участке его значений, тем выше сопротивляемость материала разрушению.

В настоящее время известны работы по определению этого параметра при испытаниях в статической постановке, как развитие методики определения $\delta-R$ кривых, и при динамическом нагружении – как развитие методики $ИПГ$.

$\delta-R$ кривая представляет собой зависимость параметра $CTOD$ (δ) от величины вязкого подроста трещины (Δa), и может быть использована как характеристика стабильного вязкого роста трещины, однако её применение ограничено диапазоном корректности по контролю процесса величиной $CTOD$. Это фактически означает использование только начального, переходного участка стадии вязкого роста трещины, обычно не превышающем 1-3 мм от вершины исходной трещины [80]. Но на этом участке значение $CTOA$ переменное, обычно монотонно снижающееся, в то время как идеологически должна решаться именно задача определения $CTOA$ после его стабилизации, то есть необходимо исследовать процесс разрушения при больших подростах трещины.

При статическом деформировании определение $CTOA$ может быть осуществлено не только инструментальным способом — по диаграмме деформирования на участке стабильного спада нагрузки, но и визуальными методами на поверхности образца.

При визуальном способе определения $CTOA$ на поверхности образца обычно используется измерение угла между линиями, соединяющими вершину трещины (либо точку, отстоящую от вершины на расстояние 0,2 мм) и точки на берегах трещины, расположенные на некоторых расстояниях от вершины. Также могут использоваться ближайшие к краям трещины риски (из нанесенной до испытания на поверхность

образца сетки) — используется аппроксимация прямой линией участка рисок длиной 2 мм от вершины.

Условие торможения трещины в трубопроводе с применением параметра $CTOA$ имеет вид:

$$(CTOA)_c \geq (CTOA)_{max}, \quad (1.17)$$

где $(CTOA)_c$ — параметр материала, характеризующий энергоемкость разрушения; $(CTOA)_{max}$ — это наибольший угол раскрытия вершины трещины при заданной нагруженности, являющийся функцией параметров трубопровода: диаметра, толщины стенки, рабочего давления, категории прочности материала трубы. В работе [111] на основе модельных расчетов, учитывающих широкий ряд параметров работы трубопроводов, предложено следующее интерполяционное соотношение:

$$(CTOA)_{max} = 106 \left(\frac{\sigma_H}{E} \right)^{0,753} \left(\frac{\sigma_H}{\sigma_0} \right)^{0,778} \left(\frac{D}{t} \right)^{0,65}, \text{ [град]} \quad (1.18)$$

где: σ_H — кольцевые напряжения, при рабочем давлении; σ_0 — напряжения течения металла трубы; D — диаметр трубы и t — толщина стенки трубы; E — модуль упругости.

Взяв для примера довольно распространённые параметры для магистрального газопровода: $D = 1067$ мм, $t = 18,8$ мм, $\sigma_H = 207$ МПа и $\sigma_0 = 592$ МПа, авторы статьи приводят оценку для $(CTOA)_{max} = 3,7^\circ$. Очевидно, что по крайней мере для выбранных параметров выражение (1.18) дает крайне несостоятельную оценку, так как наблюдаются случаи протяженных разрушений труб, металл которых имеет $(CTOA)_c$ на уровне 15° .

Одним из довольно распространённых и давно применяемых методов определения $(CTOA)_c$ при динамическом деформировании является реализуемый в лабораторных условиях так называемый «метод двух образцов» (*TSCT – Two Specimen CTOA Test*) [98, 111], отличающийся относительной простотой. Он основан на испытаниях двух образцов *ИПГ*, имеющих различную высоту нетто-сечения ($W-a$). При этом используется тезис о том, что энергия распространения трещины однозначно зависит от ($W-a$), тогда как энергия старта трещины наоборот, является величиной, не зависящей от этого параметра. Согласно [111], величина угла раскрытия в вершине трещины может быть выражена соотношением:

$$(CTOA)_c = \frac{180}{\pi} (2571) \frac{W_{pl}}{\sigma_{od}}, \quad (1.19)$$

где W_{pl} – работа пластического деформирования в единице объёма, Дж/мм³; $\sigma_{od} = 0,65(\sigma_Y + \sigma_\theta)$, МПа – динамический предел текучести материала; σ_θ – временное сопротивление.

W_{pl} определяется как тангенс угла наклона прямой в координатах « $(W-a)$ [мм] – (A_{II}/S) [Дж/мм²]», полученной при испытании образцов различной высоты нетто-сечения, как это показано на рисунке 1.28, где: S – площадь нетто-сечения, а (A_{II}/S) – удельная энергия разрушения образца.

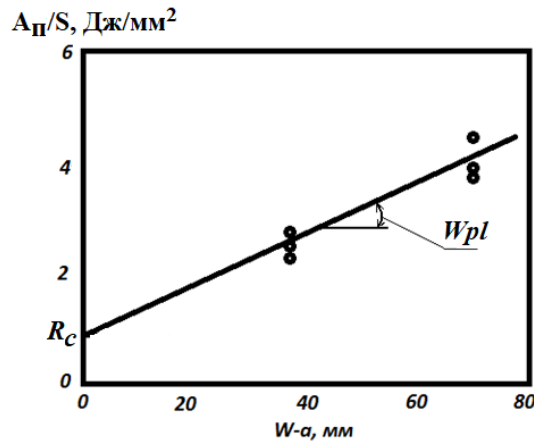


Рисунок 1.28 – Определение W_{pl} по результатам испытаний образцов ИППГ с различной высотой нетто-сечения.

В более поздних работах [90] определение $CTOA$ методом $TSCT$ для высокопрочных сталей, в частности X100, подвергается обоснованной критике. Авторы статьи установили, что для исследуемых труб из стали X100 определенная таким образом величина $(CTOA)_c$ имела явное несоответствие с характером разрушения труб при полигонных испытаниях. Согласно приведенным в работе [90] данным, происходило полное магистральное разрушение труб, имеющих $(CTOA)_c$, определенный по методу $TSCT$, от 11,2° до 12,9°, а остановка трещины произошла в трубе, металл которой обладал $(CTOA)_c$, равным всего 8,7°. Авторы объясняют такое расхождение тем, что происходит попытка переноса $CTOA$, определенного лабораторно на образце, имеющем малую протяженность нетто-сечения ($W-a$), на трубу с фактически бесконечной протяженностью нетто-сечения. Изначально метод «двух образцов» $TSCT$ разрабатывался и применялся для сталей низкой и средней прочности, основываясь на том, что энергия инициации не зависит от величины ($W-a$), однако для высокопрочной стали эта гипотеза по-видимому не подтверждается. Для решения этой проблемы разрабатывается также более новый метод $TSCT$, учитывающий только вклад энергии

распространения разрушения [106]. Однако для уточнения точного вклада энергии распространения, и надежного переноса результатов лабораторного метода *TSCT* на реальную трубу, требуются дополнительные исследования.

Для инструментированного метода *ИПГ*, позволяющего на одном образце получить диаграмму разрушения в координатах «нагрузка-перемещение» — рисунок 1.14, и выделив на ней участок стабильного установившегося вязкого разрушения, можно определить параметр $CTOA_c$ используя соотношение [117, 123]:

$$CTOA_c = \frac{8r'}{\xi} \cdot \frac{180}{\pi}, \quad (1.20)$$

где: r' — коэффициент поворота; ξ — тангенс угла наклона зависимости « $\ln(P/P_{max})$ » — « $(Q-Q_{max})/M$ » на ниспадающем участке диаграммы «нагрузка – перемещение»: P и P_{max} — текущая и максимальная при испытаниях нагрузка, соответственно; Q — текущее перемещение по линии действия силы; Q_{max} — перемещение по линии действия силы, соответствующее максимуму нагрузки; M — расстояние между опорами.

Следует отметить, что определенный по методу *TSCT* (1.19) либо по ниспадающей ветви диаграммы нагружения (1.20) параметр $CTOA$ несмотря на перечисленные выше недостатки, всё же отражает некую усреднённую по толщине характеристику сопротивления металла разрушению. И, таким образом, применение параметра $CTOA$, определенного вышеописанными методами, можно считать более обоснованным, чем определяемого визуально на поверхности образца. Действительно, туннелирование трещины всегда наблюдается при испытании *ИПГ* [123], и, следовательно, значение угла на поверхности всегда будет больше, чем в толщине металла.

Аналогичные результаты по разнице $CTOA$ на поверхности и в середине по толщине получены в работе [109] при испытании на трехточечной изгиб образца с трещиной из стали категории прочности X100 с толщиной 21 мм. На рисунке 1.29 эту разницу наглядно видно на примере силиконового слепка, сделанного с поверхностей излома в зоне фронта вязкой трещины, остановленной на участке устойчивого распространения.

В целом по перспективам использования данного параметра необходимо отметить следующее. Достаточно очевидна его взаимосвязь с работой распространения разрушения образца *ИПГ*, если оно происходит по вязкому механизму. Однако целый

ряд факторов пока не позволяет считать эту связь однозначной. Во-первых, неясна связь *СТОА* с толщиной испытываемого проката и характеристиками деформационной способности материала при статическом и динамическом нагружении. Во-вторых, отсутствуют данные о влиянии на эту величину дефектов в виде расщеплений. В-третьих, зарегистрированные существенные различия *СТОА* по фронту распространяющегося разрушения делают неясным, какая именно величина должна рассматриваться как коррелирующая с энергоемкостью разрушения.

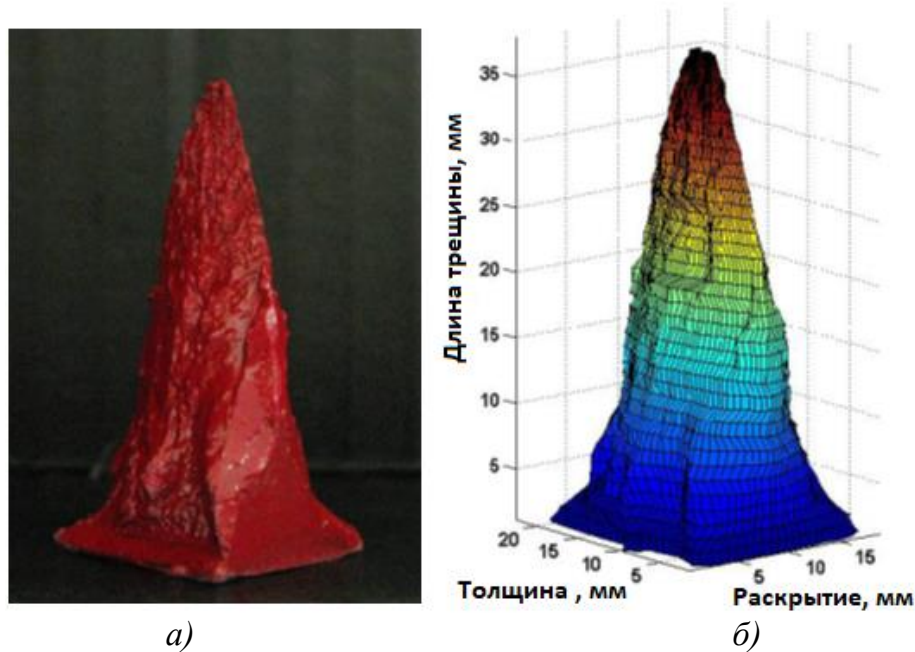


Рисунок 1.29 – Силиконовый слепок поверхностей излома, прилегающих к фронту трещины –*а* и его цифровая модель –*б* [109].

Кроме того, отсутствие до настоящего времени критерия применимости материала по величине *СТОА* не позволяет пока считать, что она является более «критериальной» характеристикой материала, чем вид излома образца *ИПГ* или работа его разрушения.

Постановка задач исследования

Отмеченные выше проблемы интерпретации вида изломов образцов *ИПГ* делают актуальной разработку инструментированной методики оценки энергоемкости

разрушения сертифицируемых сталей, при которой получаемая при этом испытании информация может быть представлена в виде конкретной величины.

Первой задачей в этой проблеме, требующей решения, является отработка методики измерения работы разрушения образца при *ИППГ*, что для вертикальных копров требует применения специальных измерительных систем и «отсечки» неизрасходованной части энергии копра, поглощаемой амортизатором. Преобладающим методом оснащения копров измерительными системами является размещение силоизмерителя в бойке копра. Однако практика показывает, что это решение не является безупречным — проведение испытаний на инструментированных таким образом копрах вряд ли приемлемо для серийных сдаточных испытаний металлопроката из-за малого ресурса существующих силоизмерителей. Альтернативным решением является использование лазерного оборудования для бесконтактного измерения изменения скорости бойка в процессе разрушения образца — то есть возможность определять ускорение (в данном случае — «замедление») падающего груза, а, следовательно, изменение нагрузки во времени. Однако для реализации этого принципа необходимы специальные расчетно-экспериментальные исследования.

Вторая задача исследований определяется необходимостью накопления фактического материала — температурных зависимостей вида и морфологии изломов и работы разрушения для различных толщин и категорий прочности судостроительных и трубных сталей. Представленные в литературе результаты относятся исключительно к трубным сталям, изготовленным методом ТМО, в относительно узком диапазоне толщин. Необходимо сопоставление результатов, полученных для структурно-неоднородных сталей ТМО, и данных для более изотропных термически улучшаемых сталей.

На базе полученных экспериментальных результатов возможно решение задачи определения связи работы разрушения с процентным содержанием кристаллической и волокнистой составляющих в изломе, регистрируемых при традиционной оценке результатов испытаний *ИППГ*. Как показано в обзоре, первая часть задачи — выбор метода выделения из суммарной зарегистрированной работы ее составляющей, относящейся к зарождению трещины, требует экспериментальных исследований,

особенно применительно к судостроительным высокопрочным сталям, не рассматриваемых в известных публикациях.

Для физического обоснования перехода от описательной регистрации морфологии излома к интегральной оценке энергоемкости разрушения должна быть проанализирована связь особенностей изломов и удельной энергоемкости хрупкого и вязкого разрушений со структурным состоянием сталей. Должны быть выявлены структурные факторы, приводящие к появлению расщеплений (расслоев) в изломе, с перспективой их прогнозирования по данным структурного анализа. Необходима экспериментальная оценка плотности работы пластического деформирования и предельной деформационной способности металла при вязком механизме разрушения.

Завершающей частью исследований должна являться разработка предложений по нормированию энергии, требуемой для разрушения образцов *ИППГ*. Очевидно, что в отличие от традиционного нормирования по виду излома, критерий которого не зависит от толщины и прочности материала, работа разрушения возрастает с их увеличением. Поэтому одно из направлений работы должно быть посвящено установлению этих зависимостей, так же, как и соотношения между работой зарождения и распространения разрушения. При обосновании требований к новой характеристике целесообразно установление связи результата *ИППГ* с трещиностойкостью при торможении трещины, и, следовательно, температурой торможения хрупкого разрушения. Необходима также оценка возможности использования параметра *СТОА* как регламентируемой величины.

Результатом практического внедрения исследования должны быть разработка стандарта предприятия на проведение инструментированных испытаний *ИППГ*, технологическая инструкция на калибровку измерительной системы копра и предложения по корректировке методики испытаний *ИППГ* Правил Российского морского регистра (в «Правилах классификации и постройки морских подводных трубопроводов» [50, 52]).

В связи с изложенным, **целью работы** является – разработка критериев оценки сопротивления распространению разрушения металлопроката судостроительных и трубных сталей при динамическом (ударном) нагружении на основе инструментированных испытаний падающим грузом и обоснование требований к энергоемкости разрушения образцов, обеспечивающих эксплуатационную надежность конструкций.

Для этого необходимо решить следующие **задачи**:

1. Разработать методику бесконтактного определения работы разрушения образцов при инструментированных *ИППГ* и методику калибровки используемой при этом измерительной системы.
2. Определить температурные зависимости вида излома и работы разрушения образцов из судостроительных сталей и сталей для трубопроводов различных толщин и категорий прочности.
3. Определить связь работы разрушения образца *ИППГ* с его толщиной и прочностью стали. Оценить величину максимальной работы разрушения при вязком его механизме, а также влияние расщеплений на энергоемкость вязкого разрушения. В том числе необходимо рассмотреть возможность разделения работы, затрачиваемой на образование и распространение трещины.
4. Теоретически и экспериментально обосновать связь работы разрушения с содержанием кристаллической и волокнистой составляющих при различных механизмах разрушения. Оценить удельную энергоемкость разрушения участков излома, имеющих различную морфологию при визуальном определении вида излома.
5. Определить требуемую работу разрушения образцов *ИППГ*, обеспечивающую выполнение условия торможения хрупкого разрушения в конструкции, в зависимости от толщины и прочности материала.
6. Разработать предложения по корректировке Правил Российского морского регистра судоходства в части применения этих испытаний для хладостойких корпусных сталей и сталей для подводных трубопроводов и критериев оценки их результата.

Глава 2 Разработка методики определения работы разрушения при *ИПГ* бесконтактным методом

2.1 Принцип определения работы разрушения при *ИПГ*

Для определения работы разрушения полнотолщинных образцов типа *ИПГ* используют вертикальные и маятниковые копры. Маятниковые копры с достаточной для разрушения образцов такого типа мощностью имеют гораздо большие, по сравнению с вертикальными копрами, габариты и являются скорее уникальными штучными экземплярами, не получившими широкого распространения в испытательных лабораториях мира. Главным преимуществом маятниковых копров является простота определения работы, поглощенной при разрушении образца, аналогично тому, как это реализовано для определения энергии удара широко распространенных образцов типа Шарпи. При использовании вертикальных копров с падающим грузом неизбежно возникает проблема, связанная с необходимостью определять, какая часть потенциальной энергии груза, запасенной перед сбросом, идет непосредственно на разрушение образца, а какая является избыточной и тратится при взаимодействии с тормозящими демпфирующими устройствами. Величина прогиба образца, соответствующая окончанию измерения поглощенной энергии при *ИПГ*, является одним из вопросов, решаемых в настоящей работе.

Если рассматривать копры с вертикально падающим грузом, то можно выделить два основных метода для реализации регистрации работы разрушения – контактный и бесконтактный.

В контактном используется так называемый инструментированный боёк, оснащенный датчиком силы, позволяющий производить при разрушении образца запись диаграммы в координатах «Нагрузка – Перемещение». Такая диаграмма для данного вида испытаний на сегодняшний день является предметом исследований многих авторов (рассматривалась более подробно в 1.3) [1, 2, 4, 90, 124] и позволяет, как отмечалось выше, условно разделять работу, требуемую на инициацию трещины и её старт, а также производить расчет параметра *СТОА* по спадающей ветви диаграммы при вязком

разрушении, соответствующей установившемуся продвижению трещины. К недостатку можно отнести лишь то, что при частом использовании боёк фактически является расходной запасной частью, а его инструментированная модификация стоит определенно дороже.

При использовании бесконтактного способа замена бойка, не оснащенного тензодатчиками либо акселерометрами, не представляет сложности. Однако в этом случае поглощаемая при испытании энергия определяется, исходя из замера скорости падающего груза с помощью оптических измерителей (например - лазера), и построение диаграммы в координатах «нагрузка – перемещение» становится затруднительным.

В НИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей» установлен вертикальный копер с падающим грузом марки «DWT-60» фирмы «Zwick/Roell» (Германия) с максимальной энергией удара 60 кДж (рисунок 2.1). Энергия удара может варьироваться фактически от нуля до максимальной с помощью выбора наборных грузов и выбора высоты сброса (от 0 до 2,5 м). Скорость удара в момент удара по образцу для данного копра варьируется от 0 до 7 м/с.

Копер укомплектован бесконтактной лазерной измерительной системой (на основе виброметра OFV-5000 фирмы «Polytec», Германия), позволяющей регистрировать энергию, поглощённую образцом при разрушении (работу разрушения образца). Принцип работы измерительной системы заключается в регистрации мгновенной скорости падающего груза с высокой частотой опроса (до 200 кГц). Таким образом, после испытания оператор получает исходные данные в виде графика в координатах «Время, мс - скорость груза (бойка), м/с» (рисунок 2.2, а). По этим исходным данным, а также задаваемым параметрам испытания: высоте сброса груза (м) и массе груза (кг), программный комплекс «TestXpert» (Zwick/Roell) строит диаграмму совершаемой работы в зависимости от перемещения бойка (рисунок 2.2, б).

Программное обеспечение обладает закрытым кодом, и алгоритмы расчета скрыты от пользователя, однако очевидно, что для расчета используются стандартные формулы из школьного курса физики. Это предположение было проверено и подтверждено расчетом, при котором, взяв исходные данные, была получена диаграмма в координатах «Перемещение – Работа», идентичная выдаваемой программным комплексом. Использовались следующие выражения:

$$a_i = \frac{V_{i-1} - V_i}{t_i} \quad (2.1)$$

$$F_i = m \cdot a_i \quad (2.2)$$

$$S_i = V_i \cdot t_i + \frac{a_i \cdot t_i^2}{2}, \quad (2.3)$$

$$E = \int_1^n (E_1 + E_2) dS \quad (2.4)$$

где: m – масса груза, кг; t_i – время прохождения элементарного (i -го) отрезка, с; a_i – ускорение на i -ом отрезке времени, м/с²; V_i – скорость в момент i -го замера, м/с; F_i – сила, Н; S_i – перемещение, м; E – полная работа, совершаемая грузом, Дж, $E_1 = F_i \cdot S_i$ – работа, совершаемая грузом на i -том отрезке при движении с ускорением a_i ; $E_2 = m \cdot g \cdot S_i$ – работа силы тяжести на элементарном отрезке i .



Рисунок 2.1 – Общий вид копра DWT-60 и лазерной измерительной системы.

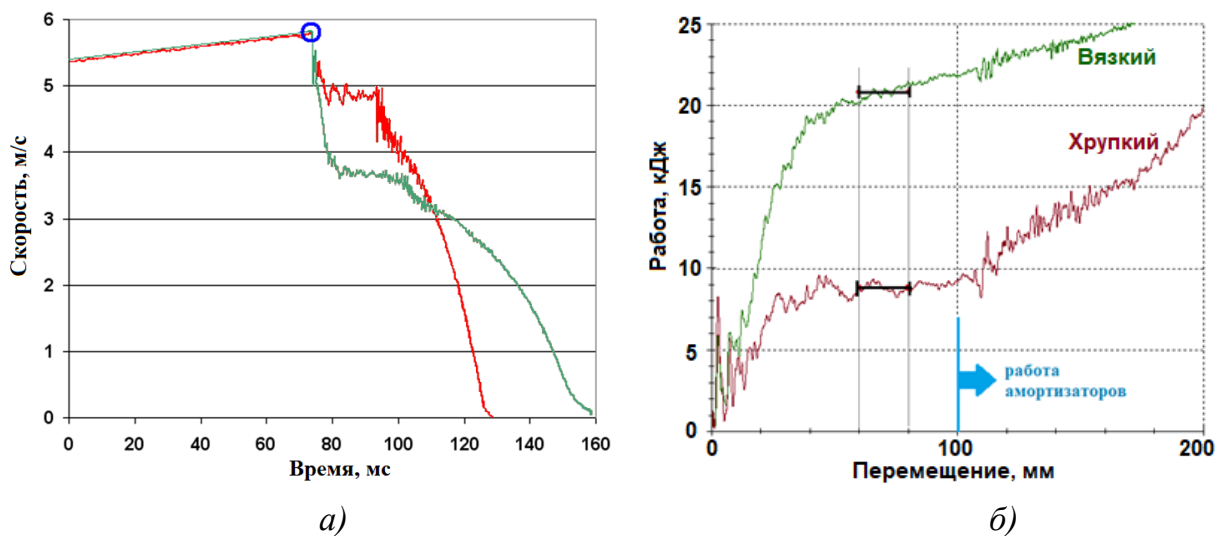


Рисунок 2.2 – Диаграммы в координатах «Время - Скорость» – а и «Перемещение - Работа» – б.

На конечное значение поглощенной энергии, определяемой программным обеспечением, влияют следующие три параметра, задаваемые оператором: 1) масса падающего груза; 2) указание момента удара (касания образца бойком падающего груза) на исходной диаграмме «*время – скорость груза*»; 3) задание конечного перемещения бойка от момента касания (другими словами - конечного прогиба образца), до которого осуществляется расчет суммарно произведенной грузом работы. Рассмотрим эти три параметра более подробно:

1. Для определения массы груза копер оснащен силоизмерителем, показания которого считываются с экрана пульта управления копром. Правильность показаний силоизмерителя, как и любого другого средства измерения (СИ), проверяется калибровкой с применением соответствующих эталонных метрологических средств.

2. Определение точки удара не вызывает сложности, т.к. оператор имеет возможность масштабировать исходную диаграмму (рисунок 2.2, а) и определить момент касания бойка с образцом как точку, соответствующую максимальной скорости, которая была достигнута свободно падающим грузом. До момента касания скорость свободно падающего груза увеличивается пропорционально времени и, соответственно, в координатах «*время-скорость*» график её изменения представляет собой наклонную прямую линию. В момент удара наблюдается резкое падение скорости, и определение экстремума этой зависимости однозначно.

3. Наибольшую проблему составляет выбор задаваемого для расчета ограничения по перемещению, соответствующего действительной работе разрушения образца. Очевидно, что в любом случае при расчете поглощенной энергии необходимо исключить ту часть графика, которая начинается с момента касания грузом амортизаторов. Здесь возможны следующие решения:

1. Момент касания грузом амортизаторов можно идентифицировать на итоговой диаграмме «*Перемещение - Работа*» как появление упругих колебаний с большим размахом, в несколько раз превышающим размах колебаний графика на конечном участке деформирования образца (рисунок 2.2, б).

2. Можно измерить расстояние, которое проходит боек от верхней образующей опоры для установки образца, до момента, когда груз касается амортизаторов. Тогда, прибавляя к этому расстоянию высоту испытываемого образца, получаем на диаграмме «*Перемещение – Работа*» на оси абсцисс момент начала работы амортизаторов. Замер

от опоры, а не от верхней поверхности самого образца, необходимо производить для того, чтобы можно было производить расчет для образца любой (нестандартной) высоты.

Однако, задача выделения поглощенной энергии, затрачиваемой на дорыв металла, соединяющего две половинки фактически разрушенного образца, по однозначно вязкому механизму разрушения, остается и более подробно рассмотрена в 2.4 настоящей главы.

2.2 Разработка процедуры калибровки бесконтактной измерительной системы

На сегодняшний день как в России, так и за рубежом ведутся исследования по внедрению в испытательную практику инструментированных испытаний *ИППГ*. Однако в нормативных документах нет ни стандартизированной процедуры измерения поглощенной энергии при разрушении полнотолщинных образцов, ни требований к точности измерения такими системами. Процедура верификации измерительных систем также отсутствует. Распространенная в таких случаях практика проведения сличительных межлабораторных испытаний с высокой долей вероятности не сможет быть применена для верификации систем, измеряющих работу разрушения полнотолщинных образцов *ИППГ*. Это связано с невозможностью подобрать «стандартные» образцы, обладающие при разрушении одинаковыми показателями поглощенной энергии. Сличительные испытания *ИППГ* металла трубы с толщиной стенки 10 мм, проведенные Н. Торвела и др. в нескольких независимых лабораториях [118], показали, что при температурах вязко-хрупкого перехода наблюдается десятикратный разброс измеренной работы разрушения, а на верхнем шельфе энергии – двукратный разброс. Эти данные представлены на рисунке 2.3 – где по оси абсцисс расположены принимавшие участие лаборатории, оснащенные: 1 – маятниковым копром 9 кДж; 2-4 – вертикальными копрами с падающим грузом с максимальными энергиями соответственно 50, 16 и 11 кДж.

На практике, для того чтобы быть уверенным, что средство измерения (СИ) производит регистрацию какой-либо величины с заданной точностью, установленной заводом-изготовителем, применяется процедура поверки либо калибровки СИ. Однако в утвержденных Федеральным агентством по техническому регулированию и метрологии (Росстандартом) методиках поверки (МП) на импортные копры *ИППГ* не содержится, по факту, никакой процедуры верификации непосредственно измерительной системы, а также не содержатся допуски на измеряемую величину.

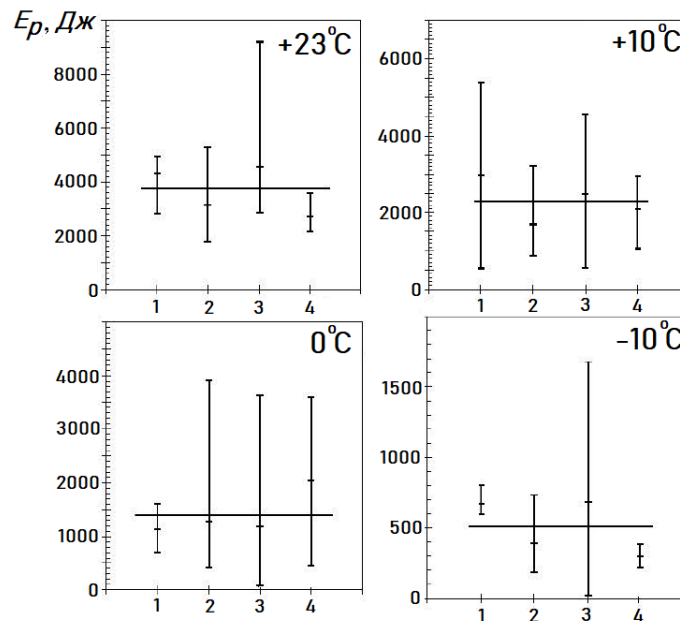


Рисунок 2.3 – Результаты сравнительных испытаний *ИППГ*, выполненные лабораториями EPRG [118].

Например, для копров Zwick/Roell (Германия) и Imatec (Великобритания), которые являются в России СИ утвержденного типа, в МП подвергаются проверке узлы и встроенные СИ копра, не принимающие непосредственного участия в регистрации работы разрушения образца, а именно:

- 1) встроенный в копер датчик, определяющий положение высоты сброса груза. Отметим, что его показания будут влиять на скорость бойка в момент удара и запасенную потенциальную энергию перед ударом;
- 2) встроенный силоизмеритель, определяющий вес груза, что также отражается на вычислении запасенной потенциальной энергии перед ударом.

Выделение же работы разрушения образца из общей запасенной перед ударом потенциальной энергии копра и является задачей, которую решает та или иная

измерительная система. Однако правильность её работы, её алгоритмов расчета, влияние каких-либо посторонних факторов на её показания не подвергается согласно существующим МП никаким проверкам.

Таким образом, существует необходимость верификации используемого программного обеспечения и оценки погрешности бесконтактных измерений (что особенно важно, учитывая пессимистические оценки, приведенные на рисунке 2.3).

Известна методика, позволяющая определить без инструментированного бойка либо измерительной системы энергию, поглощённую образцом при разрушении. Она основана на применении вместо демпфирующих устройств алюминиевых брусков, которые, деформируясь, поглощают оставшуюся энергию падающего груза после того, как образец был разрушен [83]. По разнице между запасенной потенциальной энергией груза перед сбросом и энергией, поглощённой деформируемыми алюминиевыми брусками, определяется энергия, поглощённая образцом. Этот метод позволяет, зная исходную высоту брусков, по степени их деформации с высокой точностью рассчитать работу, совершаемую грузом при пластической деформации брусков до реально полученного при испытании значения. Однако, для испытания каждого нового образца требуются и новые бруски. Также, что может являться гораздо более серьезным препятствием для реализации такого метода, необходимо вмешиваться в конструкцию копра для удаления штатных демпфирующих устройств.

Для оценки точности измерений автором предложена альтернативная, достаточно простая и дешевая в применении методика калибровки (МК). Предлагаемая МК применима к измерительным системам, позволяющим регистрировать не только работу разрушения полностью разрушенного при испытании образца, но и энергию, поглощённую образцом, не разрушенным при испытании на отдельные половины. Методика основана на сопоставлении значений энергии, поглощённой при испытании падающим грузом образцом, не разрушенным на две половины, полученных двумя независимыми методами: 1) измерительной системой, калибровку которой необходимо провести; 2) прямым определением потенциальной энергии расчётным методом. Прямое определение поглощенной энергии расчетным методом становится возможным именно в случае остановки груза неразрушенным образцом, так как в этом случае груз не успел вступить в контакт с демпфирующими устройствами и, соответственно, вся накопленная потенциальная энергия перед сбросом груза была потрачена на пластическую

деформацию изгибаемого образца. Тогда поглощённая энергия может быть определена по формуле:

$$A_{\Pi} = P \cdot h, \text{ [Дж]}, \quad (2.5)$$

где P – вес груза, Н; h – полный путь, пройденный грузом до момента его полной остановки, м (рисунок 2.4).

Полный путь h определяется следующим образом:

$$h = h_1 + h_2, \text{ [м]} \quad (2.6)$$

где h_1 – высота сброса груза, определяемая как расстояние между нижней точкой закругления бойка перед сбросом и верхней горизонтальной поверхностью установленного на наковальню образца, м; h_2 – прогиб образца, т.е. расстояние, пройденное бойком от момента касания верхней поверхности образца, до момента его полной остановки.

Для получения достоверного результата необходимо провести вычисления как минимум для трёх не разрушившихся образцов.

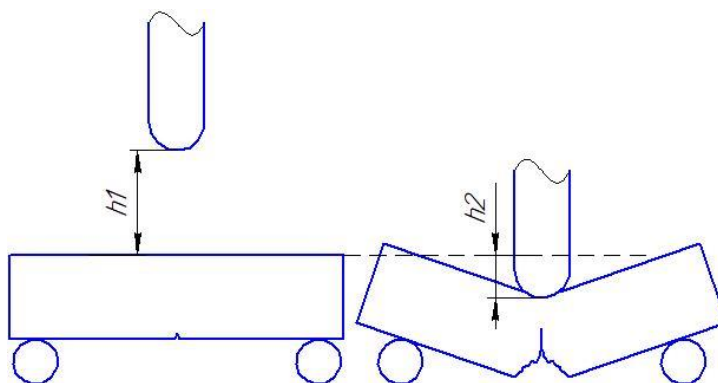


Рисунок 2.4 – Определение полного пути, пройденного бойком при испытании недоразрушенного образца.

Высота сброса груза (h_1) определяется подходящим для этого СИ (рулетка металлическая, рулетка лазерная), имеющим действующее свидетельство о поверке. Измерение проводится от верхней горизонтальной поверхности образца, установленного в зажимное устройство (наковальню), до нижней точки закругления бойка падающего груза, установленного в требуемое положение сброса.

Наиболее простым и достоверным способом определения прогиба образца (h_2) является помещение его на опоры наковальни совместно с тонким «образцом-макетом», имеющим высоту, равную высоте испытываемых образцов (рисунок 2.5).

Так как, изгибаясь в процессе испытания, образец в месте контакта с бойком не повторяет его радиус, а деформируется «галочкой», для точного определения полного пути, пройденного бойком, измерения нужно проводить не до точки на верхней поверхности образца – точка «2», а до нижней точки бойка – точка «1» (рисунок 2.5). Поэтому при измерении прогиба необходимо воспользоваться шаблоном, точно повторяющим профиль бойка (радиус закругления бойка составляет 25 мм). При этом истинное значение прогиба (h_2) будет равно расстоянию по вертикали от верхней горизонтальной поверхности образца-макета до нижней точки «1» закругления шаблона бойка, приставленного до касания к деформированному образцу.

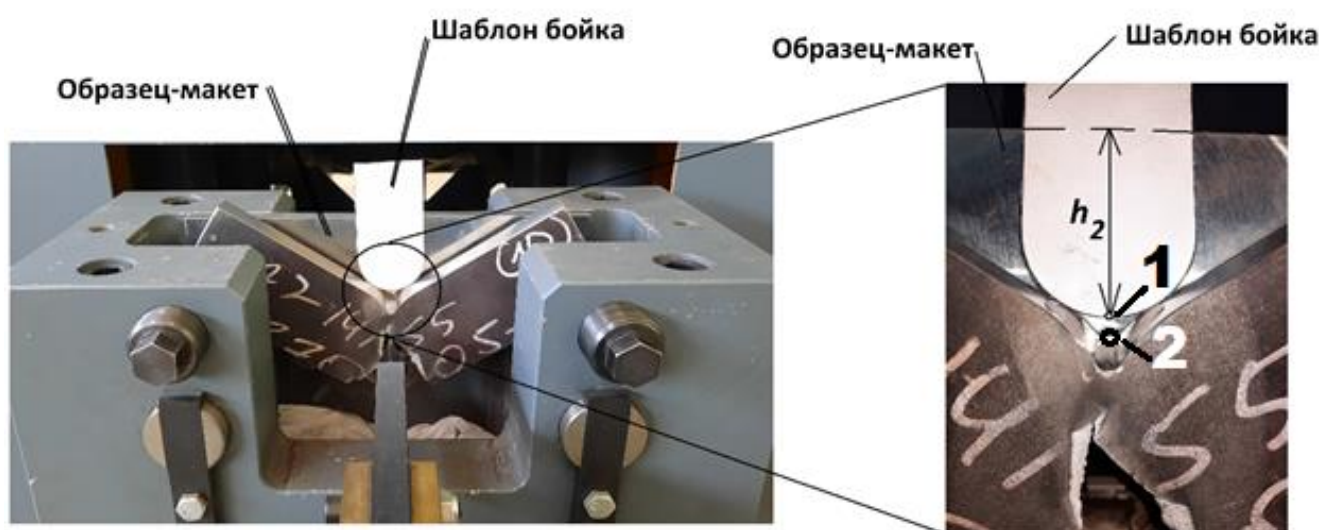


Рисунок 2.5 – Определение прогиба недоразрушенного образца.

Вес груза P в выражении (2.5) определяется стандартным способом:

- в основании копра по месту удара бойка устанавливается динамометр, работающий на сжатие;
- медленно опускается падающий груз с бойком на динамометр;
- поднимая и опуская падающий груз с бойком при свободной посадке по колоннам показания динамометра снимаются три раза;
- вычисляется среднее из трех значений показаний динамометра в Н.

На практике, для получения трех не разрушившихся образцов необходимо эмпирически подбирать энергию удара исходя из результатов замера поглощенной энергии при полном разрушении первого пробного образца.

Относительную погрешность измерений δ , % которую имеет калибруемая система

копра, определяется по формуле (2.7) для каждого не разрушившегося образца:

$$\delta = \frac{A_{п.н.} - A_{п.н.}^{сист.}}{A_{п.н.}} \cdot 100, \quad (2.7)$$

где $A_{п.н.}$ – энергия, поглощённая не разрушившимся образцом, определенная расчетным методом, Дж;

$A_{п.н.}^{сист.}$ – энергия, поглощённая не разрушившимся образцом, определенная измерительной системой, Дж.

В качестве метрологического критерия точности берётся максимальная из определённых относительных погрешностей.

Оценка погрешности вычислений поглощенной энергии по предложенному методу «не разрушившегося образца» дает крайне низкие значения. Даже в случае, если для измерения параметра h не применяются штангенциркуль и лазерная рулетка, а используются обычные металлические рулетки, имеющие погрешность измерения ± 1 мм, то максимально возможная суммарная ошибка в измерениях величин h_1 и h_2 может составлять 2 мм. Для минимально требуемой по стандартам *ИПГ* высоты сброса в 1270 мм (обеспечивающей скорость в момент удара не менее 5 м/с) ошибка в 2 мм дает погрешность всего лишь 0,16 %. Используя современные измерительные инструменты, не составляет труда замерить высоту сброса груза с точностью не более 0,1 мм, что в совокупности с применением для измерения веса груза динамометра даже класса точности «2», с погрешностью $\pm 0,45$ %, дает общую погрешность метода на уровне менее 0,47 %.

2.3 Опробование методики калибровки измерительной системы

Опробование предложенной методики калибровки было проведено на полнотолщинных образцах с прессованным V-образным надрезом из стали категории прочности X60. Было испытано две серии по 15 образцов в толщинах 22 и 32 мм.

Калибровке подвергалась лазерная бесконтактная измерительная система, входящая в оснащение вертикального копра с падающим грузом DWT-60 (Zwick/Roell). Программное обеспечение TestXpert v.12.0 (Zwick/Roell).

В процессе испытаний с помощью изменения энергии удара было получено 9 неразрушенных образцов в серии толщиной 22 мм, и 10 штук для толщины 32 мм (рисунок 2.6). Изменение энергии удара копра производилось одним из двух способов: уменьшением массы падающего груза, либо уменьшением высоты сброса груза. Результаты испытаний представлены в таблице 2.1.

Прогиб образцов определялся описанным выше методом с помощью шаблона бойка и образца «макета», измерения проводились электронным штангенциркулем типа *ШЦЦ-1* с фактической погрешностью измерения $\pm 0,03$ мм. Высота груза до сброса определялась лазерным дальномером «*Leica Disto D8*» с фактической погрешностью измерения ± 1 мм. Вес груза определялся динамометром типа *ДОС-50*, с фактической погрешностью измерения 0,3 %. Суммарная погрешность метода, таким образом, с учетом применённых СИ, составила максимум 0,37 %.



Рисунок 2.6 – Вид образцов, неразрушенных ударом бойка.

Для не разрушившегося образца нет необходимости в выборе точки «отсечки» замера поглощенной энергии, т.к. происходит остановка падающего груза образцом без работы амортизаторов копра. В данном случае вся замеренная программой работа

падающего груза от момента касания его с образцом до его остановки, регистрируется как поглощенная образцом ($A_{П.Н.}^{СИСТ}$).

Погрешности измерения калибруемой системы, определенные по формуле (2.7), представлены на рисунке 2.7. Как видно для конкретной измерительной системы погрешность измерения составляет менее 1 % для 95 % случаев.

Полученные результаты позволяют сделать вывод о том, что методика обеспечивает высокую точность и достоверность результатов, отличается относительной простотой и не требует применения сложных специальных метрологических инструментов. Итоговое значение погрешности проводимых далее в работе измерений может быть оценена величиной 1 %.

Таблица 2.1 – Результаты испытаний образцов *ИПГ*

Марк-ка	t , мм	W , мм	Масса груза, кг	Высота сброса, мм	Результат	$A_{П.Н.}^{СИСТ}$, Дж	$A_{П.Н.}$, Дж	δ , %
1 -(06592)	32,6	75,6	1301	1 471	Не разр.	19 250	19 193	0,30
2 -(06583)	32,3	75,4	1301	1 684	Не разр.	22 036	21 986	0,23
3 -(06583)	32,4	75,2	1301	1 896	Разруш.	21 920	-	-
4 -(06579)	32,3	74,9	1301	1 790	Разруш.	19 150	-	-
5 -(06579)	32,3	75,3	1301	1 471	Разруш.	18 050	-	-
6 -(06597)	32,9	75,4	1301	1 338	Разруш.	16 370	-	-
7 -(06597)	32,9	75,6	1195	1 338	Разруш.	14 140	-	-
8 -(06600)	32,9	75,1	1074	1 338	Не разр.	14 350	14 330	0,14
9 -(06600)	32,9	75,3	1074	1 632	Не разр.	17 571	17 566	0,03
10 -(06596)	32,4	75,4	1074	1 684	Не разр.	18 111	18 089	0,12
11 -(06596)	32,4	75,2	1074	1 737	Не разр.	18 700	18 698	0,01
12 -(06578)	32,2	75,5	1074	1 790	Не разр.	19 345	19 337	0,04
13 -(06578)	32,2	75,4	1074	1 790	Не разр.	19 063	19 262	-1,04
14 -(06589)	32,3	75,4	837	2 254	Не разр.	18 796	18 909	-0,60
15 -(06589)	32,3	75,1	837	2 254	Не разр.	18 565	18 748	-0,99
1 -(14153)	22,3	75,0	837	1 333	Не разр.	11 209	11 222	-0,12
2 -(14153)	22,3	75,1	837	1 632	Разруш.	11 330	-	-
3 -(14153)	22,3	75,3	837	1 567	Разруш.	12 950	-	-
4 -(14153)	22,3	75,2	837	1 498	Не разр.	12 626	12 584	0,33
5 -(14153)	22,3	75,3	837	1 439	Разруш.	11 210	-	-

Продолжение таблицы 2.1

Марк-ка	t , мм	W , мм	Масса груза, кг	Высота сброса, мм	Результат	$A_{П.Н.}^{СИСТ.}$, Дж	$A_{П.Н.}$, Дж	δ , %
6 -(14153)	22,4	75,3	837	1 375	Не разр.	11 640	11 593	0,40
7 -(14153)	22,3	75,2	837	1 375	Разруш.	11 530	-	-
8 -(14153)	22,4	75,3	837	1 322	Не разр.	11 141	11 112	0,26
9 -(14155)	22,4	75,0	837	1 632	Разруш.	11 970	-	-
10 -(14155)	22,4	75,4	837	1 498	Не разр.	12 768	12 767	0,01
11 -(14155)	22,4	75,3	837	1 498	Не разр.	12 469	12 585	-0,93
12 -(14155)	22,4	75,3	837	1 498	Не разр.	-	-	-
13 -(14155)	22,3	75,2	837	1 498	Не разр.	12 584	12 581	0,02
14 -(14155)	22,2	75,4	837	1 498	Разруш.	11 660	-	-
15 -(14155)	22,2	75,4	837	1 439	Не разр.	12 139	12 103	0,30

Примечания:

$A_{П.Н.}^{СИСТ.}$ – поглощенная энергия, рассчитываемая программой «TestXpert», входящей в состав лазерного бесконтактного измерительного комплекса;

$A_{П.Н.}$ – энергия, поглощенная неразрушенным образцом, рассчитанная по формуле (2.5) в рамках предложенного метода.

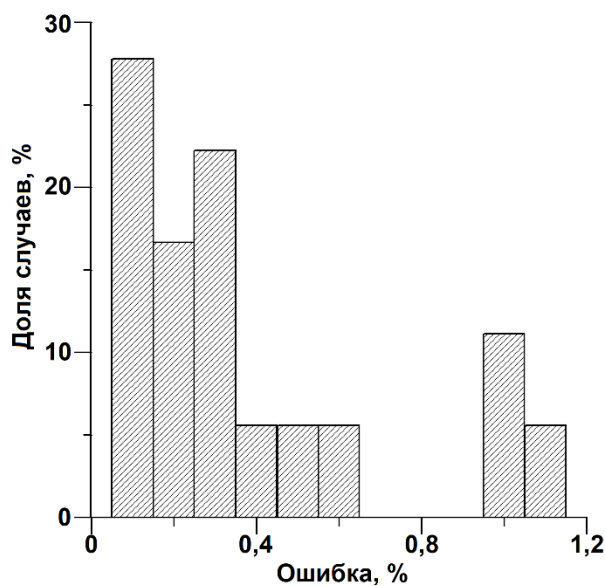


Рисунок 2.7 – Распределение погрешности измерения калибруемой системы.

2.4 Определение диапазона перемещений, соответствующего действительной работе разрушения образца.

Как было отмечено в 2.1, при использовании лазерной бесконтактной измерительной системы существует методическая неопределенность: какой момент считать окончанием рассмотрения диаграммы нагружения, т.е. для какой точки диаграммы в координатах «поглощенная энергия» – «прогиб/перемещение бойка» (рисунок 2.8) производить расчет энергии $A_{\text{П}}$, поглощенной образцом при разрушении. Самым правильным было бы производить расчет $A_{\text{П}}$ в точке, когда трещина проходит всё сечение образца. В случае полностью хрупкого разрушения можно ограничиться тем, что после разлета обломков образца наблюдается горизонтальный шельф кривой $A_{\text{П}}$ до момента, когда боек касается амортизаторов (рисунок 2.8, кривая «1»). В данном случае за значение $A_{\text{П}}$ можно принимать величину, соответствующую практически горизонтальному участку зависимости «работа – перемещение». В случае вязкого разрушения, образец поглощает энергию вплоть до момента касания падающим грузом амортизаторов копра. Момент касания падающим грузом амортизаторов для используемого копра наступает при перемещении бойка на 110 мм от начала касания верхней поверхности образца стандартной высоты (75 мм). В таком случае горизонтального шельфа не наблюдается, и кривая $A_{\text{П}}$ всегда возрастает (рисунок 2.8, кривая «2»). Тогда необходимо использовать для расчета $A_{\text{П}}$ точку на оси «прогиб» с координатами, соответствующими условному событию «разрушение образца».

Для оценки величины прогиба, соответствующего событию «разрушение образца», были использованы недоразрушенные образцы *ИППГ* с различным прогибом (рисунок 2.6), участвующие в процедуре калибровки, описанной в 2.2 и 2.3 настоящей работы. Было выполнено тепловое окрашивание образцов: выдержка 1,5 часа при температуре 600 °С. После теплового окрашивания образцы были статически доломаны по схеме трёхточечного изгиба. Вид образцов представлен на рисунке 2.9.

После долома для каждого излома производился замер длины трещины с помощью штангенциркуля от вершины надреза до момента ее остановки. За эту длину принималось среднее арифметическое из 9 измерений в точках, равномерно отстоящих друг от друга по толщине излома. Результирующая зависимость длины трещины от

прогиба образца (путь, пройденный бойком от момента касания образца до остановки) для двух серий образцов *ИПГ* в толщинах 22 и 32 мм представлена на рисунке 2.10.

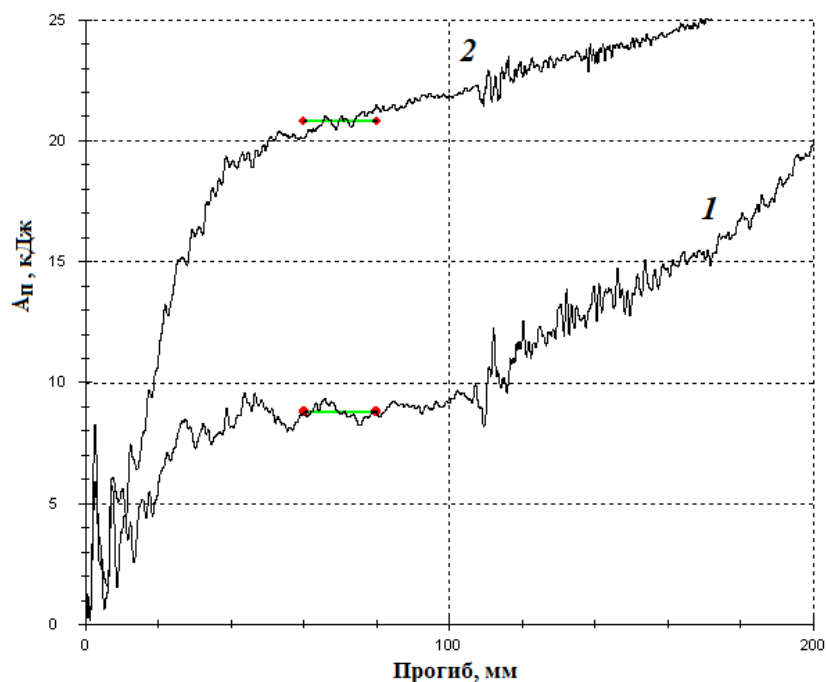


Рисунок 2.8 – Диаграммы зависимости поглощенной энергии от прогиба образца при *ИПГ*, записанные бесконтактной системой.

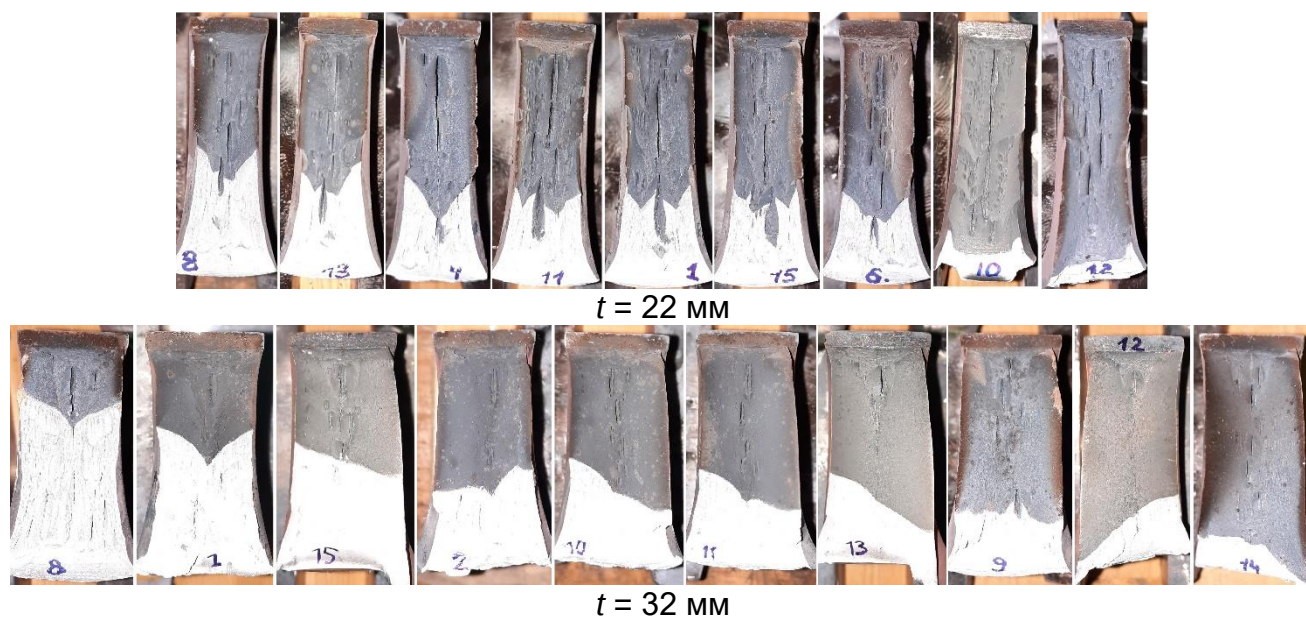


Рисунок 2.9 – Вид изломов образцов *ИПГ*, неразрушенных после первого удара, прошедших термическое окрашивание.

Анализ вида изломов с трещиной и зависимости её длины от прогиба образца позволяет сделать вывод, что образец можно считать разрушенным при прогибе

70 ± 10 мм. Эта величина может служить обоснованной границей окончания рассмотрения диаграммы нагружения, полученной бесконтактной системой измерения поглощённой энергии при ИППГ. Так как получаемая диаграмма в координатах «поглощенная энергия» - «перемещение бойка» в силу упругих колебаний всей системы «падающий груз-боёк-образец-наковальня» имеет волнообразный характер, то необходимо определять поглощенную работу для образца как среднее значение на участке с координатами по оси «перемещение бойка»: 70 ± 10 мм (т.е. от 60 до 80 мм) – рисунок 2.8.

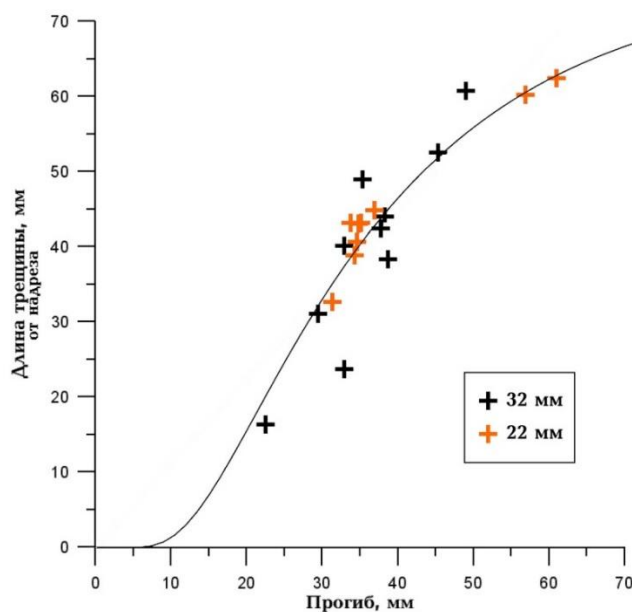


Рисунок 2.10 – Зависимость длины вязкого подраста трещины от прогиба образца из стали категории прочности Х60.

Диаграмма зависимости A_{II} от прогиба образца показывает, что при полностью вязком разрушении 90 % всей энергии, требуемой для разрушения образца, поглощается при прогибе, не превышающем 40 мм (пример такой диаграммы на рисунке 2.8, кривая «2»). Согласно диаграмме «прогиб-длина трещины» (рисунок 2.10) это соответствует оценочной длине трещины порядка 50 мм. Энергия, поглощенная при доломе последних 20 мм сечения, соответственно, не превышает 10 % от общей.

Другой важный вывод из анализа диаграмм такого типа («поглощенная энергия – прогиб») состоит в том, что равномерный темп поглощения энергии (который определяется как наклон касательной к кривой поглощения энергии) при росте прогиба (длины трещины) сохраняется лишь на очень ограниченном участке. Обычно такой

участок не превышает 10-15 мм в диапазоне прогиба от 20 до 40 мм при полной высоте нетто сечения 70 мм (рисунок 2.8, кривая «2»). Таким образом, можно констатировать, что в образцах *ИПГ* нет протяженного участка распространения трещины по вязкому механизму с постоянной скоростью, и по мере продвижения вязкой трещины, постоянно снижается и скорость её распространения. Это еще раз подтверждает то, что проба *ИПГ* не может полностью воспроизводить условия распространения вязкого разрушения в трубе.

Выводы по главе 2

1. Показана возможность использования штатного программного обеспечения TestXpert v.12.0 (Zwick/Roell) и определена точность бесконтактных измерений поглощенной при разрушении образцов энергии – погрешность не превышает 1 %.
2. При испытаниях образцов стандартной высоты с частичным или полностью вязким характером разрушения предложено ввести в методику испытаний отсечку записываемой энергии при достижении перемещения (прогиба) 70 мм.
3. При испытаниях образцов нестандартной геометрии дополнительным условием отсечки записываемой энергии является перемещение бойка, соответствующее возникновению колебательного процесса за счет упругого нагружения амортизатора.

Глава 3 Определение корреляции вида излома с работой разрушения с учетом факторов толщины и прочности стали

3.1 Материалы, используемые для исследований

В качестве материалов для исследования были использованы низкоуглеродистые низко- и среднелегированные свариваемые конструкционные стали (трубные и судостроительные), предназначенные для работы в условиях низких климатических температур, обладающие высокой вязкостью и хладостойкостью. Были выбраны стали наиболее востребованных на сегодняшний день и в перспективе категорий прочности, методов производства и толщин.

Трубные стали были представлены металлом штрипса категорий прочности K60, K65 и X80, и металлом труб категорий прочности K65, K70, X90 и X100. Судостроительные стали представлены листовым прокатом категорий прочности F420^{Arg}, F460^{Arg}, F500^{Arg}, F620^{Arg}, F690^{Arg} и высокопрочной стали марки 09ХНЗМД. Механические характеристики и способы производства используемых сталей представлены в таблице 3.1.1.

В работе представлены материалы, относящиеся по прочностным характеристикам к высокопрочным сталям, диапазон фактических пределов текучести, которых варьировался от 506 до 805 МПа.

Согласно оценкам, приведенным в стандарте [91], необходимая минимальная энергия удара копра E_{REQ} , достаточная для разрушения образца одним ударом, может быть определена из соотношения (3.1.1),

$$E_{REQ} = 5.6 \cdot KV \frac{S_{\text{ИПГ}}^{\text{нетто}}}{S_{\text{KV}}^{\text{нетто}}}, \quad (3.1.1)$$

где $S_{\text{ИПГ}}^{\text{нетто}}$ и $S_{\text{KV}}^{\text{нетто}}$ – площади нетто-сечений образцов ИПГ и Шарпи, соответственно.

Используя выражение (3.1.1), можно определить, что для исследуемых сталей с максимальной работой удара KV на уровне 350 Дж, установленный в ЦНИИ КМ «Прометей» копер с максимальной энергией удара 60 кДж, может гарантировано

разрушать образцы в толщинах до 37 мм. В работе использовались образцы с толщинами от 14 до 40 мм.

Таблица 3.1.1 – Механические характеристики используемых в работе трубных и судостроительных сталей

Наименование/ категория прочности	Тип изделия/ полуфабриката	Толщина/ Диаметр (для труб), мм	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	Ψ , %	Метод производства
K60	труба	14,1 / Ø 508	543	630	20,0	64	ТМО
	труба	24,0 / Ø 514	585	648	19,0	70	ТМО
	штрипс	26,8	552	628	23,1	81	ТМО
K65	труба	27,7 / Ø 1420	571	657	24,0	73	ТМО
K70	труба	23,7 / Ø 1220	653	739	16,4	73	ТМО
X80	штрипс	27,7	590	645	24,0	78	ТМО
X90	труба	20,0 / Ø 1220	667	748	15,9	73	ТМО
X100	труба	15,0/Ø 1220	736	802	13,9	66	ТМО
F420 ^{ARC}	лист	25,5	506	560	26,2	77	ТМО
F460 ^{ARC}	лист	26,0	506	593	22,5	79	ТМО
F500 ^{ARC}	лист	23,0	675	726	20,5	65	3+O
F620 ^{ARC}	лист	37,4	674	740	19,5	63	3+O
F690 ^{ARC}	лист	150	792	890	20,0	66	3+O
	лист	22,2	789	834	16,7	64	3+O
	лист	37,3	704	776	17,6	62	3+O
	лист	50,0	750	790	20,9	72	3+O
09XH3МД	лист	30,0	805	850	17,3	70	3+O

Среди рассматриваемых сталей представлены материалы, обладающие анизотропией свойств (стали, производимые методами ТМО) и квазиизотропные материалы (3+O). Анизотропные свойства сталей ТМО обусловлены данным способом производства, и в конечном итоге приводят к пониженному сопротивлению отрыва в Z-направлении (в направлении толщины), поэтому для таких сталей характерно появление расщеплений при разрушении.

Структуры рассматриваемых сталей, произведенных ТМО, являются феррито-бейнитными либо полностью бейнитными; стали, производимые по технологии 3+O, в наиболее прочных состояниях являются бейнитно-мартенситными.

Структура трубной штрипсовой стали X80 (K65) толщиной 27,7 мм представляет собой смесь гранулярного бейнита (75 % - 90 %) с размером фрагментов до 500 нм и

мелкозернистого квазиполигонального феррита с размером зерна 7-9 мкм (рисунок 3.1.1).

Трубные стали X90 ($C = 0,05\%$ и $C_{э\kappa\theta} = 0,45$) и X100 ($C = 0,08\%$ и $C_{э\kappa\theta} = 0,58$) имеют феррито-бейнитную структуру, с бейнитом преимущественно гранулярной морфологии и долей полигонального феррита 15-20 % – рисунок 3.1.2. Структура трубной стали K70 также представляет собой смесь бейнита различной морфологии.

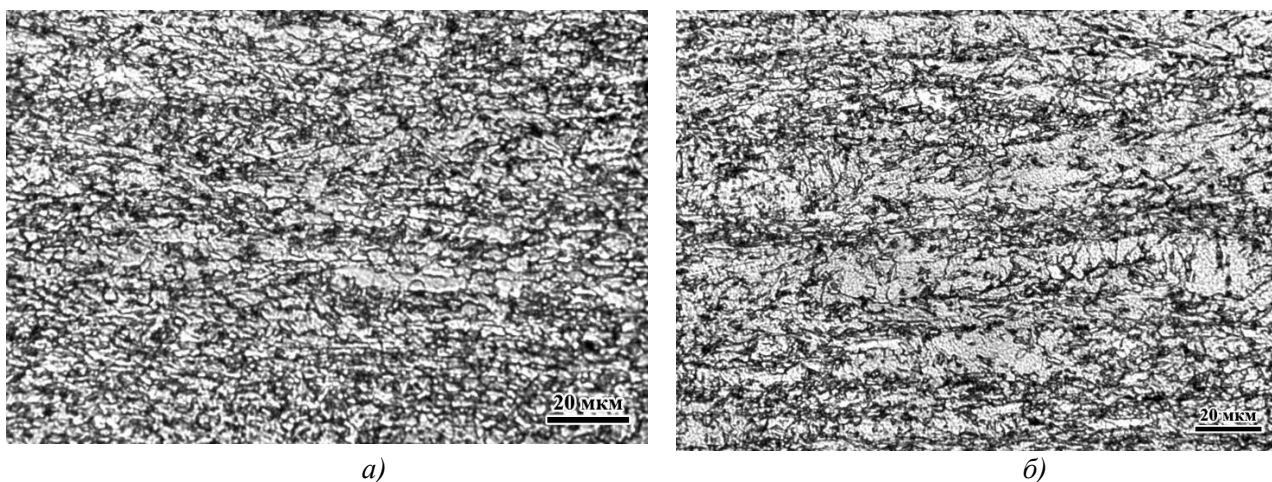


Рисунок 3.1.1 – Структура трубной стали X80: поверхность листа – а и середина по толщине – б.

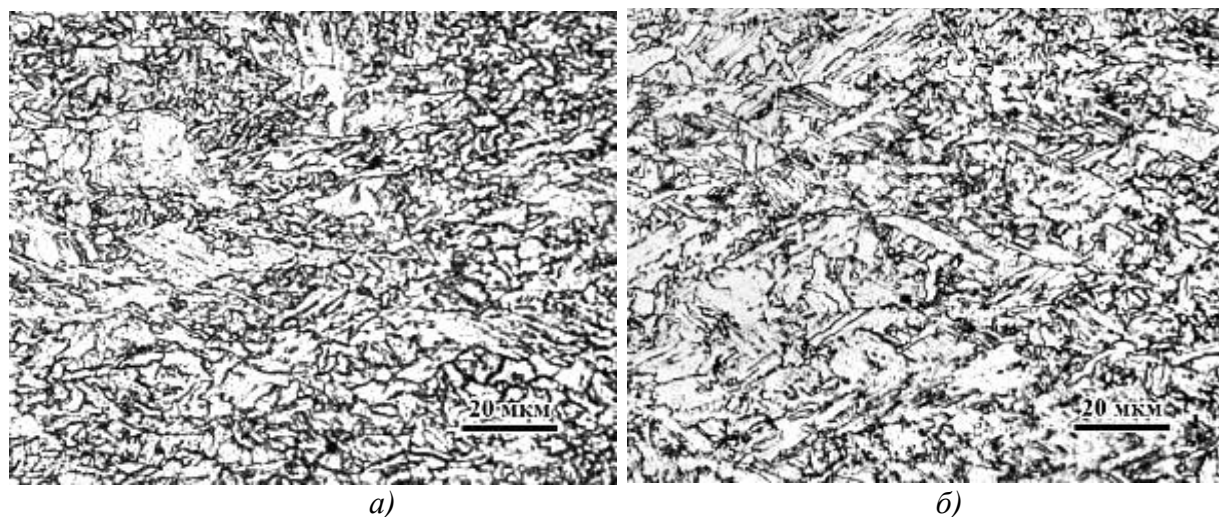


Рисунок 3.1.2 – Структура трубных сталей категории прочности X90 – а и X100 – б.

Судостроительные стали F420^{Arc}, F460^{Arc} (ТМО), имели феррито-бейнитную структуру, в которой бейнит был представлен гранулярной и речной морфологиями (пример представлен на рисунке 3.1.3). Содержание феррита и размеры ферритного зерна имели тенденцию к увеличению от поверхности к середине по толщине листа.

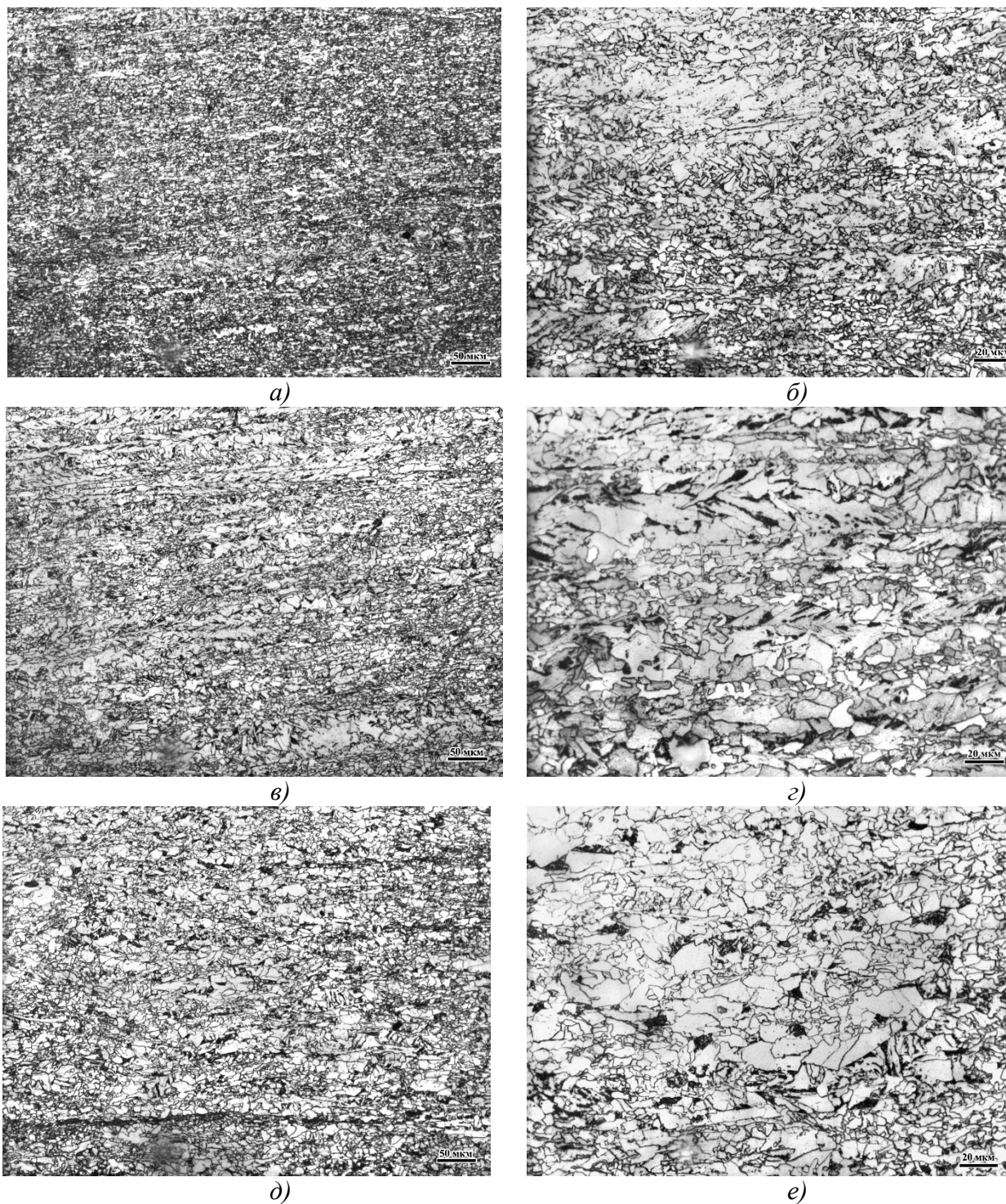
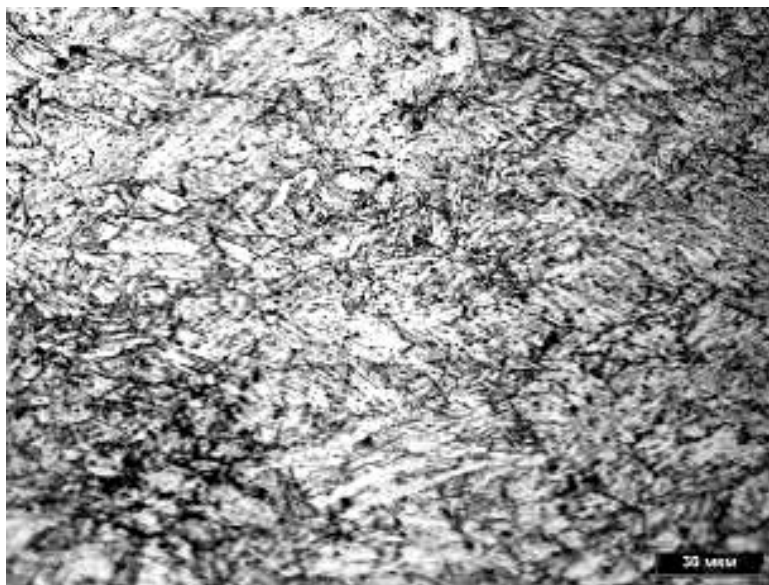


Рисунок 3.1.3 – Микроструктура листа стали F420 толщиной 25 мм при различном увеличении: на расстоянии 1 мм от поверхности (а, б); на расстоянии одной четверти толщины (в, з); в середине по толщине (д, е).

Для высокопрочных сталей, производимых по технологии 3+O, характерны бейнитно-мартенситные структуры, в частности, сталь F690 имеет структуру бейнита с долей отпускаемого мартенсита до 40 %. Бейнитные области характеризуются высокой

дисперсностью и однородностью. Бейнит имеет гранулярную морфологию (рисунок 3.1.4), с размерами фрагментов около 0,5 - 1 мкм.



x500

Рисунок 3.1.4 – Микроструктура стали F690 после 3+O.

На рисунке 3.1.5 представлены обобщенные данные для температурных зависимостей работы удара KV для рассматриваемых высокопрочных сталей (при каждой температуре испытаний точка на графике представляет собой среднее значение для трёх образцов).

Можно сделать вывод, что для всех рассматриваемых трубных сталей, а также для судостроительных сталей F420^{Агс} и F460^{Агс} регистрируемая работа удара превышает 200 Дж вплоть до температуры минус 60 °С. Для стали F690 при минус 60 °С работа удара составляет 82 Дж, что для этой температуры испытаний тоже является значением, удовлетворяющим требованиям ГОСТ 52927 к работе удара для сталей повышенной и высокой прочности (требуемая работа удара $KV \geq 80$ Дж) [15].

Подводя итог, можно заключить, что выбранные для исследования стали не имеют по результатам ударных испытаний Шарпи явно выраженного вязко-хрупкого перехода при минимально возможных отрицательных климатических температурах (вплоть до минус 60 °С).

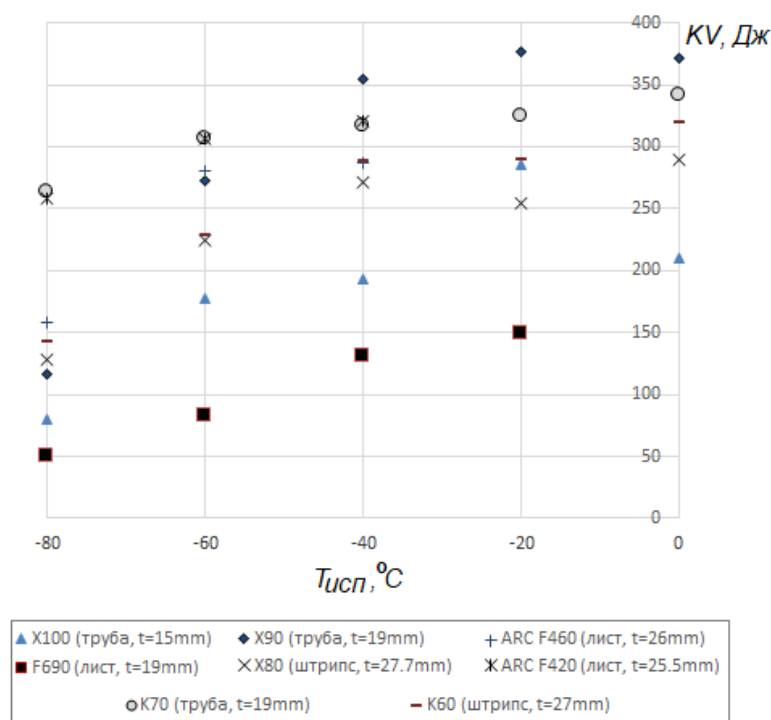


Рисунок 3.1.5 – Серийные кривые работы удара KV исследуемых сталей.

3.2 Экспериментальное определение связи работы разрушения и вида излома в области вязко-хрупкого перехода для сталей различных категорий прочности

В результате работ по оценке качества металлопроката накоплен достаточно большой набор статистических данных по результатам инструментированных испытаний *ИППГ* представленных выше трубных и судостроительных сталей. Поглощенная энергия A_{Π} определялась во всех случаях бесконтактной лазерной измерительной системой по описанной в главе 2 методике. На рисунках 3.2.1 и 3.2.2 приведены совмещенные температурные зависимости содержания волокнистой составляющей и величины A_{Π} в Дж.

Как отмечалось выше, при визуальном анализе вида излома пробы *ИППГ* и подсчета содержания волокнистой составляющей (далее $\%B$) рассматривается не вся поверхность излома, а только так называемая «зачетная область», располагающаяся по середине высоты нетто-сечения. То есть отбрасываются участки, расположенные

непосредственно под надрезом и с противоположной стороны, в месте удара бойком. Отбрасывание незачетных областей может влиять на конечный результат подсчета $\%B$ и, соответственно, может быть причиной изменения статуса конкретного образца с «годный» на «не годный» и наоборот в зависимости от требований к конкретной металлопродукции. Однако при инструментированных испытаниях невозможно отделить поглощенную энергию, соответствующую прохождению трещины только по зачетной области. Для установления связи морфологических составляющих в изломе с поглощенной энергией при *ИПГ* анализ температурных зависимостей волокнистой составляющей в настоящей работе проводился для полной площади излома, кроме случаев, где оговорено иное.

Сопоставительный анализ температурных зависимостей $\%B$ и A_{II} показывает, что во всем температурном диапазоне от вязкого до хрупкого разрушений между этими величинами для всех рассмотренных сталей, в целом, наблюдается удовлетворительная корреляция. Однако в ряде ситуаций может наблюдаться существенное различие в поглощенной энергии, не сопровождающееся изменением количества кристаллической составляющей. Например, это можно наблюдать для сталей F690 (рисунок 3.2.1) и X80 (рисунок 3.2.2). Эти стали имеют разные методы производства, и, как следствие, разную морфологию поверхностей разрушения в изломах, поэтому регистрируемый разброс поглощенной энергии при одинаковом виде излома может быть объяснен различными причинами.

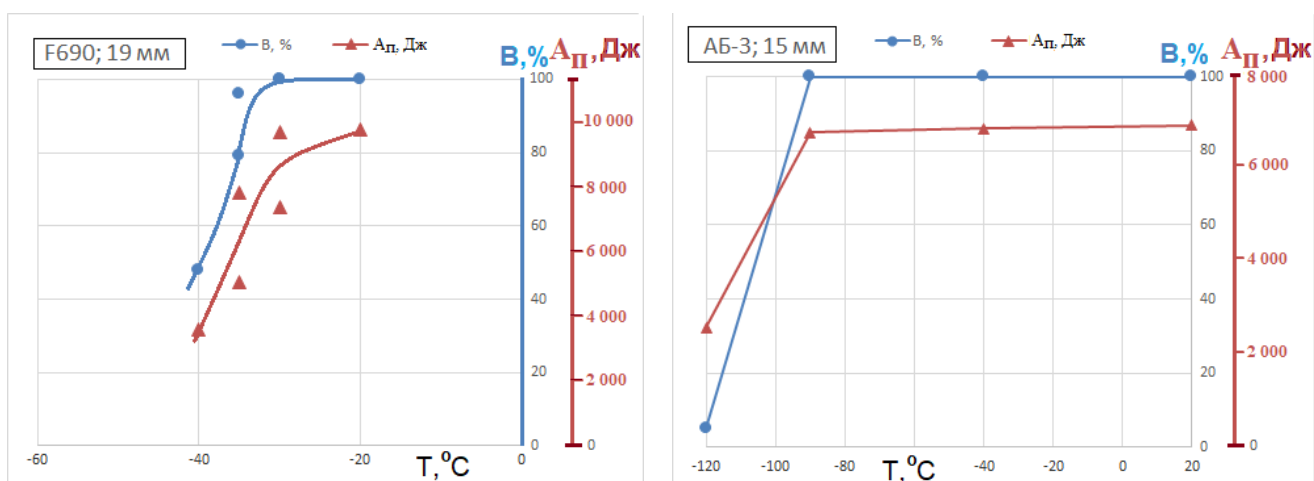


Рисунок 3.2.1 – Сопоставление поглощённой энергии при *ИПГ* и содержания волокна в изломе в сталях F690 и 09ХН3МД, произведенных по технологии закалки с отпуском.

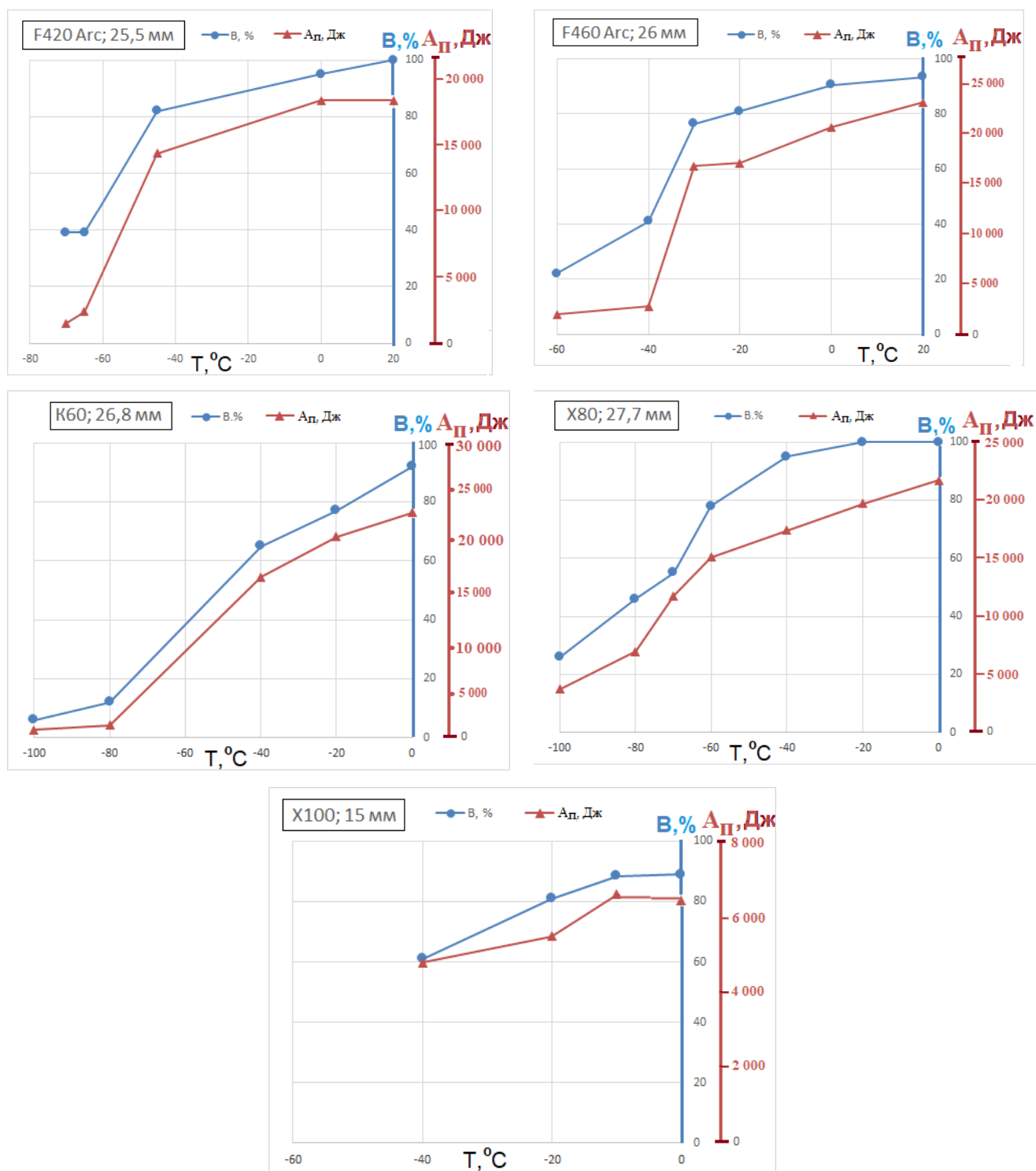


Рисунок 3.2.2 – Сопоставление поглощённой энергии при разрушении образцов *ИПГ* и содержания волокна в изломе в сталях: F420^{Arc}, F460^{Arc}, K60, X80, K65 и X100, произведенных по технологии ТМО.

Для стали X80 отмечается снижение поглощённой энергии на величину до 10 % при сохранении 100 %*B* при снижении температур от 0 до минус 20 °C (рисунок 3.2.2). Анализ вида излома показывает (рисунок 3.2.3), что при отсутствии хрупкой

составляющей в изломах при этих температурах с понижением температуры испытания наблюдается отличие в характере расщеплений. При 0 °С сначала возникает центральное расщепление, не превышающее по длине $1/3$ высоты сечения, а в момент прохождения трещиной отметки $1/3$ высоты, возникает следующее центральное расщепление, распространяющееся до тыльной поверхности образца. При температуре минус 20 °С имеется одно центральное расщепление, проходящее через всю высоту нетто-сечения образца. Наряду с этим, у тыльной поверхности наблюдается разворот площадки расщепления с внешними признаками хрупкого разрушения из плоскости расщепления (т.е. параллельно поверхности проката) в плоскость излома (рисунок 3.2.3). Влияние расщеплений на энергоемкость разрушения требует дальнейшего анализа (см. ниже).

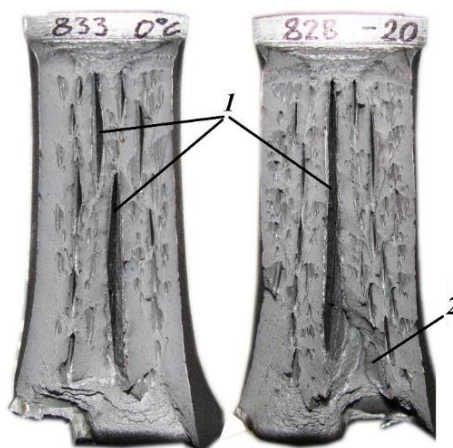


Рисунок 3.2.3 – Вид изломов образцов из трубной стали X80 при температурах 0 и минус 20 °С: 1 – центральные расщепления; 2 – площадка хрупкого излома.

Для стали F690 снижение поглощенной энергии для одного из двух образцов при температуре минус 30 °С наблюдается при абсолютно вязком изломе, не имеющим расщеплений и хрупких пятен, и таким образом выглядящем идентично с изломом при минус 20 °С (рисунок 3.2.4). Однако различие в поглощённой энергии для этих двух изломов составило 23 %.

Такая разница в поглощенной энергии при одинаковом виде излома, видимо, является особенностью данного метода испытаний, как уже упоминалось ранее в главе 1, по результатам работ Торвела [118] при сличительных испытаниях зафиксированы двукратные разбросы на верхнем шельфе поглощённой энергии при ИППГ. Объяснение такого разброса может быть в наличии флуктуаций свойств материала, определяющих

энергоёмкость вязкого разрушения, неточности изготовления инициирующего надреза, а также в существующей метрологической особенности, присущей схеме *ИПГ*. Остановимся подробнее на последней причине. Согласно Штремелю М. А. и др. [72], геометрия схемы испытаний *ИПГ* приводит к тому, что только на трение в опорах может расходоваться оценочно до 10-20 % от полной работы разрушения образца. В свою очередь, форма и размер вмятин и внешний вид следов трения об опоры (протяженность, цвета побежалости) на двух половинках образца зачастую различаются – рисунок 3.2.5. Это происходит вследствие неточности продольной установки и центровки образца, допускаемой требованиями стандартов [75, 82, 91, 14] и конструкцией наковальни копра. Поэтому потери на трение могут иметь нестабильные величины, что может быть причиной разброса измеренной поглощенной энергии для двух образцов, испытанных при одинаковой температуре и имеющих одинаковый вид излома.

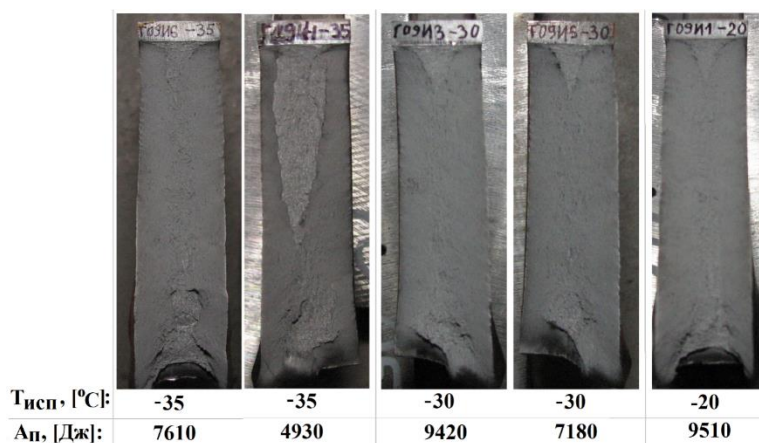


Рисунок 3.2.4 – Вид изломов *ИПГ* из стали F690.



Рисунок 3.2.5 – Отличие мест контакта с опорами двух половинок одного образца из стали K65 испытанного при 20 °С.

В тоже время, на примере образцов из стали F690, испытанных при температуре вязко-хрупкого перехода (минус 35 °С), мы наблюдаем снижение поглощенной энергии пропорциональное количеству кристаллической составляющей в изломе (рисунок 3.2.4).

Таким образом, поглощённая энергия, с одной стороны, хорошо коррелирует с количеством кристаллической составляющей в изломе в том случае, когда происходит изменение последней при постоянстве других факторов. С другой стороны, величина $A_{л}$ может иметь большой разброс при 100% вязком изломе, не связанный с характеристиками материала.

Сравнивая сериальные кривые для сталей разного производства, можно отметить, что наблюдается в основном два типа зависимостей: 1) плавное снижение в широком температурном интервале (до 60°), чаще характерно для сталей ТМО – рисунок 3.2.2; 2) достаточно резкое падение в узком температурном интервале (до 20°), характерно для сталей 3+О – рисунок 3.2.1. Для сталей ТМО, в отличие от 3+О широкий температурный интервал перехода от верхнего шельфа к нижнему реализуется за счет роста количества расщеплений и «размерных стрелок» при уменьшении температуры испытаний.

Теоретическое обоснование расширения температурного диапазона вязко-хрупкого перехода при образовании расщеплений дано в работе [27]. Предлагаемая модель представлена на рисунке 3.2.6, а и б.

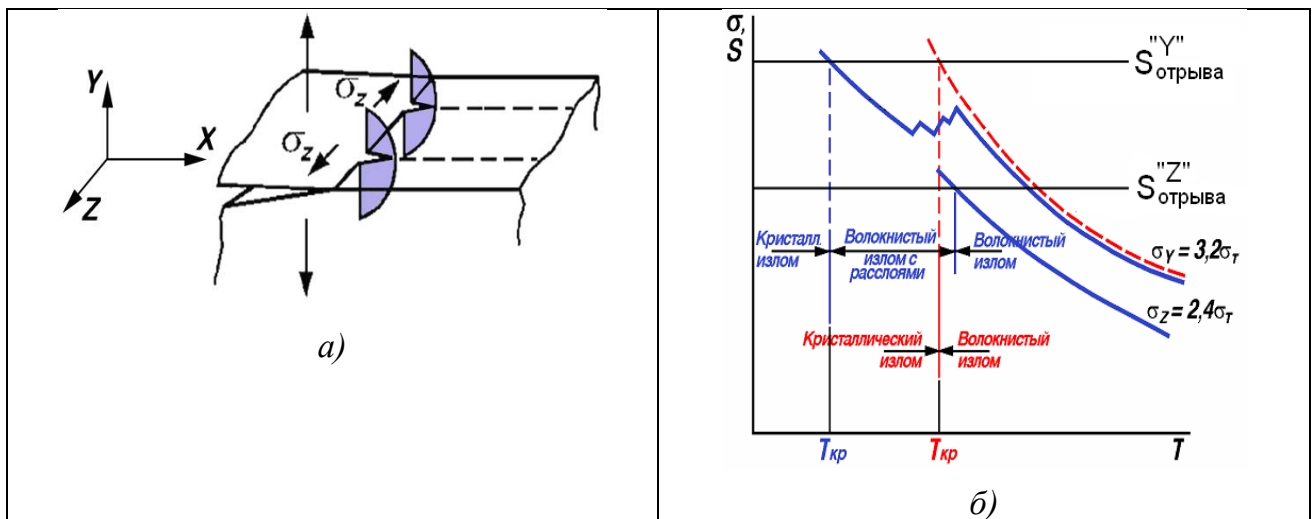


Рисунок 3.2.6 – Схематическое изображение расщеплений на фронте движущейся трещины –а; распределение критических напряжений $S_{отрыва}^Y$ и $S_{отрыва}^Z$ в изотропных и анизотропных материалах –б [27].

Согласно предлагаемой модели, появление расщеплений в изломе связано с анизотропией критических напряжений отрыва (микроскола) в направлениях Y и Z ($S_{\text{отрыва}}^Y$ и $S_{\text{отрыва}}^Z$ соответственно). В материале, для которого анизотропии этих критических напряжений нет, при уменьшении температуры испытаний ранее будут достигаться критические напряжения отрыва в направлении, перпендикулярном плоскости трещины (направление Y), т.к. максимальные напряжения возникающие в направлении Y , выше, чем в направлении Z , и достигают величины $3,2\sigma_y$. Таким образом, вязкий излом меняет свой вид на хрупкий (кристаллический) при достижении критической температуры $T_{кр}$ – это соответствует красному пунктиру на рисунке 3.2.6, б. При этом вязко-хрупкий переход локализован в узком диапазоне температур (часто не более $10\text{ }^{\circ}\text{C}$) в районе этой температуры.

Напротив, в случае существенной анизотропии критических напряжений в материале может наблюдаться ситуация, когда при уменьшении температуры испытаний величина $S_{\text{отрыва}}^Z$ будет достигаться раньше, чем $S_{\text{отрыва}}^Y$ — в этом случае в изломе будут появляться расщепления. Последние, в свою очередь, снижают жесткость напряжённого состояния на фронте трещины и, соответственно, возникающие максимальные напряжения в направлении Y перпендикулярном плоскости трещины – пилообразный участок на рисунке 3.2.6, б. Температура, при которой в таком случае происходит достижение $S_{\text{отрыва}}^Y$, сдвигается в более холодную область, а температурный интервал вязко-хрупкого перехода расширяется.

Различие критических напряжений отрыва в разных направлениях (Y и Z), в свою очередь связано с анизотропией структуры, характерной для таких методов производства стального проката, как ТМО.

Для сталей ТМО (рисунок 3.2.2) на поглощенную энергию оказывают влияние различные составляющие, присутствующие в изломах: расщепления, участки «размерных стрелок» на губах среза и по середине толщины, «обратный излом». Так как перечисленные составляющие наблюдаются в изломах либо одновременно, либо как их комбинация, то не представляется возможным количественно определить влияние каждого вида по отдельности на энергоёмкость разрушения. Попытка определения качественного влияния расщеплений на энергоёмкость разрушения представлена ниже в 3.5.

3.3 Оценка соотношения работы зарождения и распространения трещины при ИППГ

Для определения корреляционных соотношений результатов определения работы разрушения при ИППГ с характеристиками изломов необходимо исключать энергию, затраченную на зарождение трещины из надреза – A_3 . Здесь, однако, следует отметить тот факт, что измеренная полная поглощенная энергия A_{Π} при ИППГ будет неизбежно содержать в себе энергию, затрачиваемую на локальную деформацию металла образца под бойком и в местах опор, а также на преодоление сил трения в опорах. Согласно аналитическим оценкам и численному моделированию МКЭ, представленным в работах [1, 2, 72], затраты на трение и смятие суммарно могут быть от 7 % до 30 % полной работы разрушения. Однако для образцов ИППГ эти потери являются составляющей частью A_P , поскольку сила трения пропорциональна приложенной нагрузке, а перемещения на опорах пропорциональны прогибу. Здесь и далее, кроме случаев, где это отмечается особо, за энергию распространения A_P принимается разность полной работы разрушения, полученной при испытании A_{Π} (без учета потерь на трение) и A_3 : $A_P = A_{\Pi} - A_3$.

Для разделения полной измеряемой величины A_{Π} при ИППГ на составляющие: A_3 и A_P применяют различные модификации процедуры испытания. В литературе описаны варианты применения предварительного статического нагружения образца, в результате которого регистрируется некоторый пластический изгиб образца и выход трещины из надреза, а также применяются циклическое нагружение для выращивания усталостной трещины [95, 116]. В данной работе для разделения A_{Π} реализована идея применения хрупкой наплавки с надрезом вместо стандартного при ИППГ концентратора в виде V-образного надреза [5]. Наплавка выполнялась аналогично наплавке на образцах NDT [81] и служила для старта хрупкой трещины и внедрения её в металл испытываемого образца. При этом было сделано допущение, что энергия, требуемая на старт трещины из хрупкой наплавки с надрезом, мала по сравнению с энергией разрушения всего образца, и ей можно пренебречь. Таким образом, проведя сравнительные испытания образцов с наплавкой и стандартным надрезом, можно по разности в измеренной на них

энергии оценить ту её часть, которая требуется на старт трещины в образце со стандартным надрезом:

$$A_3 = A_{II}^V - A_{II}^{напл}, \quad (3.3.1)$$

где A_{II}^V и $A_{II}^{напл}$ – поглощенная энергия при испытании образцов со стандартным надрезом и наплавкой соответственно.

Всего было проведено две серии экспериментов на сталях двух разных категорий прочности и способов производства с различным способом нанесения наплавки.

В первом эксперименте [5, 6] сравнивались образцы с наплавкой и стандартным надрезом, выполненные из трубной стали категории прочности K65 (X80 по классификации API) с фактическим пределом текучести 645 МПа и временным сопротивлением 690 МПа. Образцы вырезались в полной толщине из трубы с толщиной стенки 27,7 мм поперек проката.

Для того, чтобы исключить влияние пластической деформации при правке на результат испытаний, образцы правились по так называемой схеме «крыло чайки» (рисунок 3.3.1) в соответствии с рекомендациями стандарта ISO 15653 [101]. В результате такой правки удалось получить из трубы устойчивый при испытании образец с направленной центральной зоной размером, равным 4 толщине.



Рисунок 3.3.1 – Схема правки полнотолщинных образцов ИППГ толщиной 27 мм с направленной центральной частью.

Для нанесения наплавки в образцах сначала производилась выборка канавки глубиной 5 мм, соответствующая глубине стандартного надреза – рисунок 3.3.2, а. Затем образцы собирались в «пакет» (рисунок 3.3.2, б) и канавка заплавлялась электродами ручной дуговой сваркой. После разделения «пакета» на каждый образец с использованием медного шаблона-трафарета за один проход наносилась наплавка и в ней делался инициирующий надрез (рисунок 3.3.2, в) по аналогии с наплавкой, использующейся на образцах пробы NDT по ASTM E208 [81].

Образцы испытывались в диапазоне температур от 0 до минус 60 °С по два на каждую температуру.

Применение такой экспериментальной наплавки позволило получить требуемый старт хрупкой трещины из наплавки и её последующее внедрение в образец. Для всех образцов, испытанных во всем указанном выше температурном диапазоне, регистрируется разрушение наплавки от инициирующего надреза по хрупкому механизму отрыва. Примеры изломов образцов с наплавкой и надрезом, испытанных при разных температурах, приведены на рисунке 3.3.3.

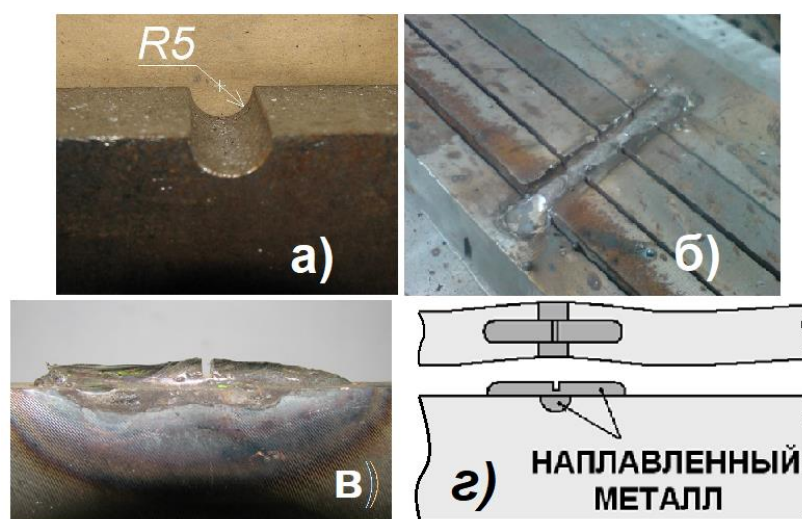


Рисунок 3.3.2 – Нанесение хрупкой инициирующей наплавки с надрезом на образец ИППГ.

Так как на общую поглощённую энергию при разрушении образца будет влиять не только энергия старта трещины (зависящая от концентратора: надрез/наплавка), но и энергия распространения трещины (зависящая от содержания вязкой/хрупкой составляющей), то необходимо исключить влияние последней. Разницу в содержании волокнистой составляющей образцов с надрезом и наплавкой можно учесть, вводя в выражение (3.3.1) поправку на изменение ее содержания, исходя из тезиса о том, что затрачиваемой на хрупкое разрушение работой можно пренебречь:

$$A_3 = A_{II}^V - A_{II}^{напл} \cdot B^V/B^{напл}, \quad (3.3.2)$$

где $B^{напл}$ и B^V – процентное содержание вязкой составляющей в изломах образцов с наплавкой и стандартным концентратором соответственно.

Согласно рисунку 3.3.3, а и б, при температурах 0 и минус 20 °С наблюдается практически полностью вязкий излом ($\%B \geq 95 \%$). При этих температурах в изломах

присутствует некоторое количество расщеплений, характерных для сталей ТМО. Причем при понижении температуры от 0 до минус 20 °С для обеих пар образцов "надрез/наплавка" наблюдается незначительное увеличение количества «размерных стрелок» на губах среза, которые, согласно [14], должны классифицироваться как вязкий излом.

Для образцов, испытанных при температурах минус 40 и минус 60 °С, наблюдается меньшее содержание вязкой составляющей в образцах с наплавкой, чем в образцах с надрезом и, соответственно, поглощенная энергия на образцах с наплавкой снижена не только за счет минимизации энергии страта трещины, но и за счет снижения энергии ее распространения, что учитывается с помощью выражения (3.3.2).

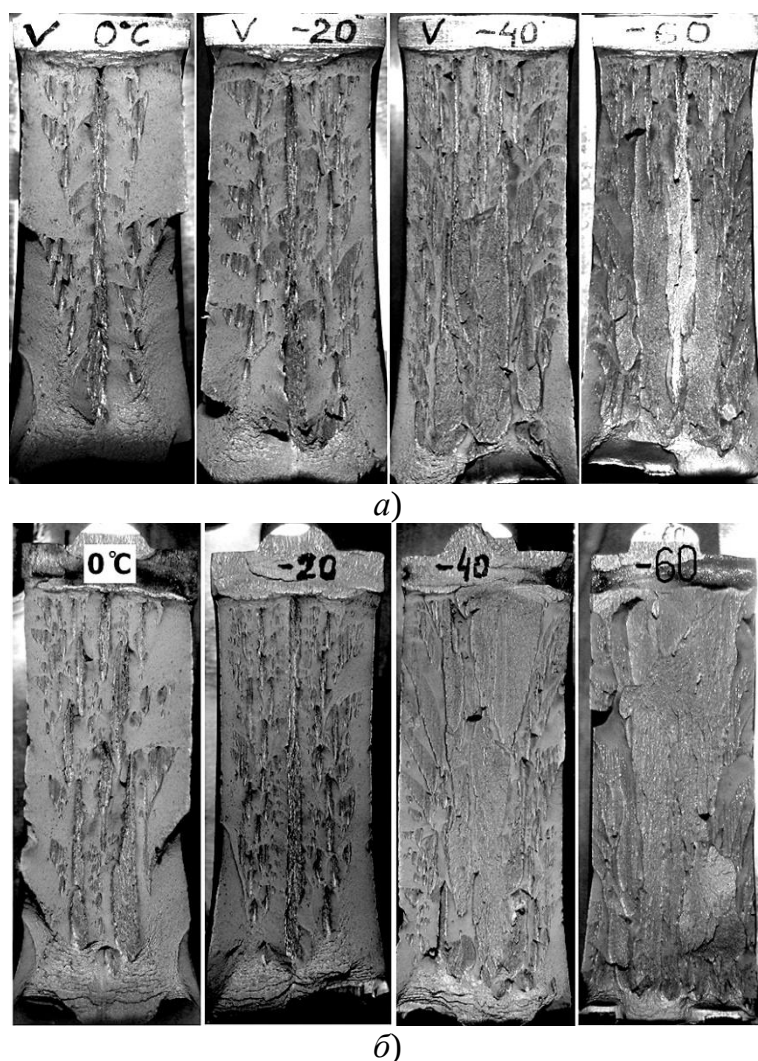


Рисунок 3.3.3 – Изломы образцов *IIIГ*, испытанных при различных температурах, имеющих стандартный надрез (*a*) и хрупкую наплавку (*б*).

В изломах образцов, испытанных при температурах 0 и минус 20 °С, отчетливо видна существенная пластическая деформация в вершине стандартного V-надреза, предшествующая старту вязкой трещины. Зона пластической деформации составляет 3,0-3,2 мм (рисунок 3.3.4). Для модифицированного образца стартовавшая в наплавке трещина по хрупкому механизму отрыва, внедряясь в металл образца, меняет механизм распространения на вязкий, и в переходной области смены механизма разрушения такой большой пластической зоны не наблюдается (измеренная переходная зона составляет около 0,1-0,2 мм). Это указывает на существенную минимизацию энергии, требуемой для зарождения и старта трещины на образцах с наплавкой.

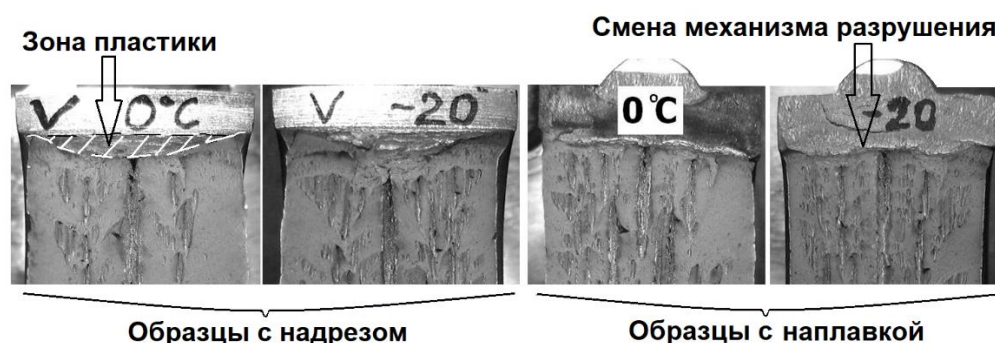


Рисунок 3.3.4 – Сравнение условий старта трещины в образцах с надрезом и наплавкой.

Результаты определения поглощенной энергии и вида излома в образцах с наплавкой и надрезом представлены в Таблице 3.3.1.

Таблица 3.3.1 – Результаты определения поглощенной энергии и процентного содержания волокна в изломе для образцов *ИПГ* с надрезом и наплавкой. Материал – сталь марки К65, толщина 27,7 мм.

Т _{исп} , °С	Образцы с V- образным надрезом		Образцы с хрупкой наплавкой		<i>A_з</i> по (3.3.2)
	В, %	<i>A_л</i> , Дж	В, %	<i>A_л</i> , Дж	Дж
0	100	16930	100	10410	6520
-20	95	16120	95	10710	5410
-40	75	9950	66	5300	3927
-60	52	9450	39	2600	5983
Примечание: для всех температур кроме минус 40 °С указаны значения волокна и поглощенной энергии, определенные как среднее для двух образцов при разнице менее 10 %					

На рисунке 3.3.5 представлены температурные зависимости A_{II} при испытаниях *ИПГ* для образцов с наплавкой и надрезом в температурном диапазоне от минус 60 до 0 °С.

Получено, что разность между значениями A_{II} для образцов с надрезом и наплавкой сохраняется во всем интервале температур испытаний, среднее значение на уровне приблизительно 5460 Дж.

Аналогичный эксперимент был проведен для стали другой категории прочности и метода производства для образцов двух разных толщин [35]. Была выбрана высокопрочная сталь марки 09ХНЗМД с пределом текучести 805 МПа, произведенная методом закалки с отпуском (З+О). Из листа были вырезаны поперек проката образцы *ИПГ*: полнотолщинные (30 мм) и уменьшенной толщины (15 мм) – состроганные с двух сторон. Для обеих толщин были изготовлены образцы со стандартным V-образным надрезом (фрезерованный) и с хрупкой наплавкой. После анализа вида разрушения наплавки, выполненных по описанной выше технологии, была применена упрощенная технология нанесения наплавки: после заплавления в один проход круглой поперечной выборки (рисунок 3.3.2, а) инициирующий надрез выполнялся непосредственно в наплавленном металле поперечного прохода (рисунок 3.3.6, а).

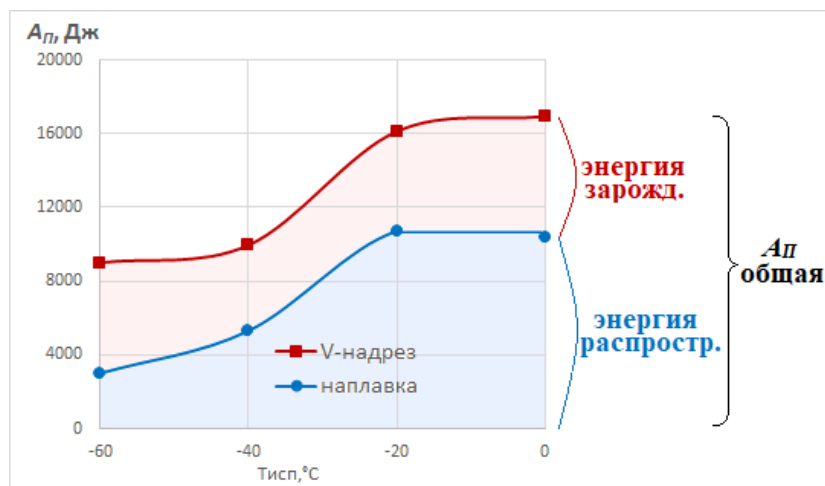


Рисунок 3.3.5 – Температурные зависимости поглощенной энергии при испытаниях *ИПГ* для образцов из стали марки К65 с наплавкой и надрезом.

Анализ вида изломов показал, что такой способ нанесения наплавки также позволил получать старт трещины в ней по хрупкому механизму даже при температурах

испытаний 20 °С – рисунок 3.3.6, б. Результаты определения поглощенной энергии и волокнистой составляющей представлены в таблице 3.3.2.

Сталь 09ХНЗМД оказалась менее чувствительной к наличию трещины: для образцов толщиной 15 мм вплоть до температур минус 40 °С под надрезом и наплавкой наблюдается пластическая зона одинакового вида и размера (рисунок 3.3.7). Таким образом, хрупкая трещина из наплавки, внедряясь в основной металл, при дальнейшей пластической деформации образца изгибом, тормозится и притупляется – по-видимому, до величины раскрытия трещины, близкому к радиусу в вершине концентратора в виде надреза. Продвижение трещины уже по вязкому механизму начинается после существенного пластического изгиба образца, сопоставимого по размеру с таковым при испытании образца с надрезом. Поэтому при одной температуре испытаний для пары образцов «надрез/наплавка» поглощенная энергия сопоставима, и выделить энергию, требуемую на старт трещины, не представляется возможным.

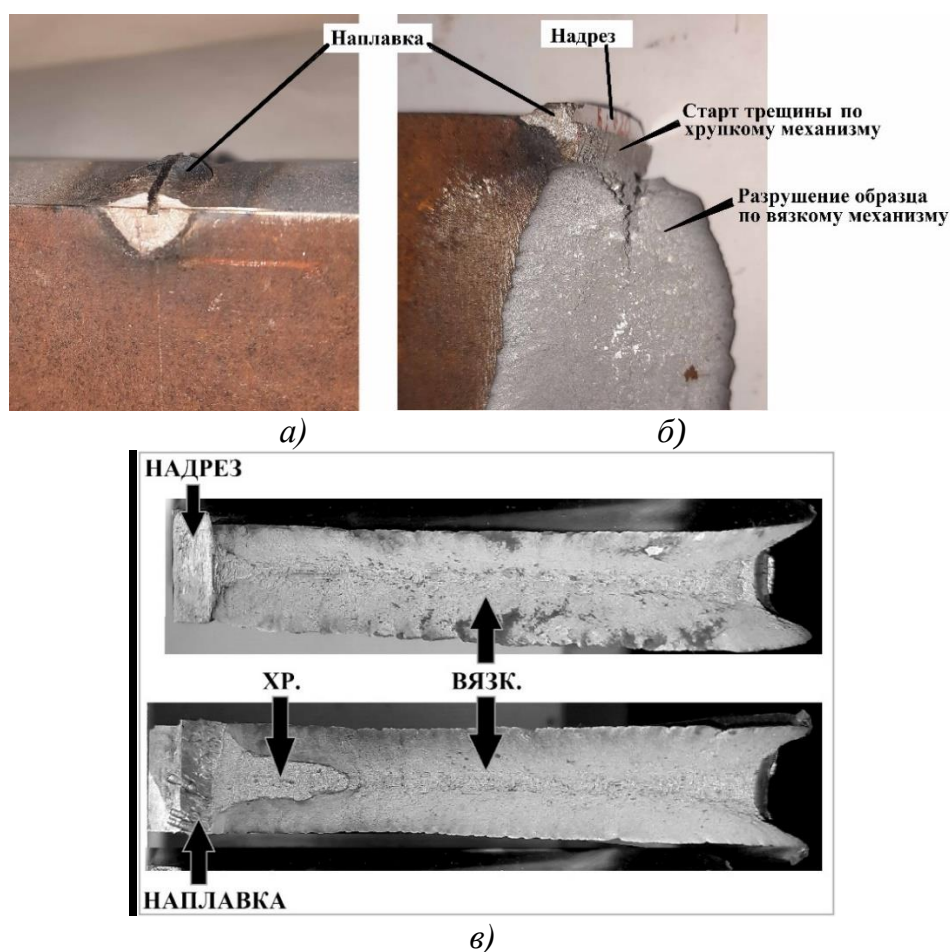


Рисунок 3.3.6 – Схема нанесения наплавки с инициирующим надрезом –а; результат разрушения образца с наплавкой при температуре 20 °С –б; вид изломов образцов толщиной 15 мм с надрезом и наплавкой при температуре минус 90 °С –в.

Для толщины 15 мм при температуре минус 90 °С оказалось возможным определить A_z с помощью образцов с наплавкой. Изломы образцов с надрезом были полностью вязкими, а в образцах с наплавкой было $\approx 90\%B$, и наблюдался небольшой хрупкий участок (около 10 % по площади излома) примыкающий к наплавке – рисунок 3.3.6, в. Влияние наличия этих сравнительно небольших по площади кристаллических участков на A_z учтем с помощью выражения (3.3.2).

Таблица 3.3.2 – Результаты сравнительных испытаний образцов *ИПГ* из стали 09ХНЗМД с надрезом и хрупкой наплавкой.

Толщина образцов, мм	$T_{исп}, ^\circ\text{C}$	$B, \%$	$A_{п}, \text{Дж}$	$B, \%$	$A_{п}, \text{Дж}$	A_3 по (3.3.2), <i>среднее, *</i> Дж
		Надрез		Наплавка		
15	20	100	6960	100	6470	не определить
	- 40	100	6470	100	7300	не определить
	- 90	100	8120	90	5520	1996
		100	6680	88	4100	
	- 120	18	2560	16	450	2043
		16	2340	17	340	
30	20	100	21920	100	19660	не определить
		100	20710	100	19990	не определить
	- 90	50	15270	10	2200	4270 **
	- 120	6	6610	6	930	4390
		5	4190	6	1090	
Примечание: * – энергия, требуемая на старт трещины из концентратора в виде стандартного надреза, определена при сравнительных испытаниях образцов с надрезом и наплавкой, как среднеарифметическое значение по двум образцам. ** – разница в %В между образцом с надрезом и наплавкой достаточно большая, что может давать менее достоверную оценку A_3 , даже с учетом %В по формуле (3.3.2)						

При температуре испытаний минус 120 °С получен одинаковый вид излома для образцов с наплавкой и надрезом, а именно – преимущественно хрупкий излом с губами среза, занимающими по площади излома в среднем около 17 % и 6 % для толщин 15 и 30 мм соответственно. При таком практически хрупком разрушении образцов, в отличие от рассмотренных выше температур испытаний 20 и минус 40 °С, под надрезом до начала хрупкого излома наблюдается пластический подрост трещины в пределах 2,3 мм, а под наплавкой пластического подраста не наблюдается (в отсчетный микроскоп не более 0,05 мм) – рисунок 3.3.8. Таким образом работой A_z в образцах с наплавкой при

температуре испытаний минус 120 °С можно пренебречь в сравнении с образцами, имеющими надрез.

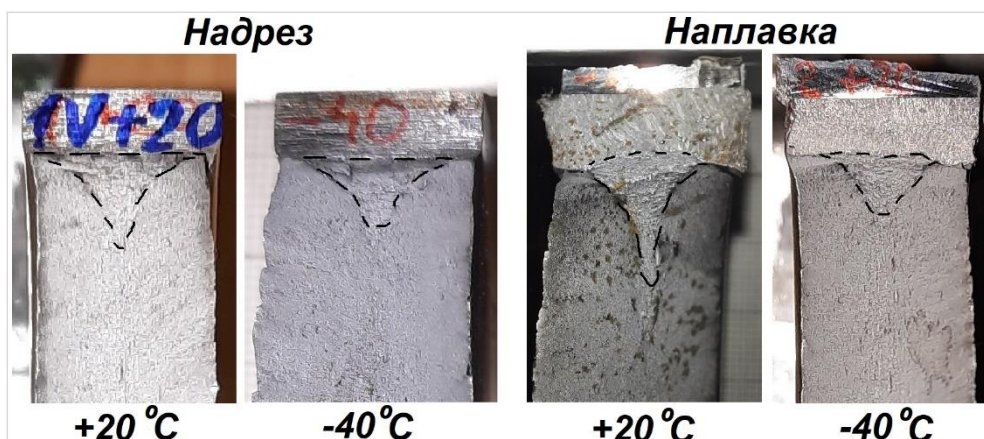


Рисунок 3.3.7 – Вид зоны разрушения, примыкающей к концентратору (надрезу/наплавке) для образцов толщиной 15 мм из стали 09ХН3МД.



Рисунок 3.3.8 – Сравнение условий старта трещины в образцах с надрезом и наплавкой.

Анализ результатов испытаний (таблица 3.3.2) показывает, что для образцов толщиной 15 мм при температурах минус 90 °С (вязкий излом) и минус 120 °С (преимущественно хрупкий излом) полная работа A_L отличается почти в 3 раза, тогда как A_z остается примерно на одном уровне в диапазоне 1996-2043 Дж. Таким образом, можно предполагать, принимая во внимание еще и результаты эксперимента, проведенного в температурном интервале от 0 до минус 60 °С для стали К65, что работа A_z имеет одинаковый уровень в широком температурном диапазоне, и снижается только в случае полностью хрупкого разрушения.

Сравнительные испытания образцов с наплавкой и с надрезом позволили получить оценку энергии, требуемой для старта трещины из стандартного механически

вырезанного V-образного надреза для высокопрочной хладостойкой стали марки 09ХНЗМД: на уровне ≈ 2020 Дж (для толщины 15 мм) и ≈ 4330 Дж (для толщины 30 мм). Поэтому есть основания сделать вывод, что энергия, требуемая для старта трещины пропорциональна толщине образца (т.е. длине стартового концентратора).

Влиянием сил трения на величину A_3 можно пренебречь исходя из предположения о том, что кинематическая схема скольжения образца по опорам в процессе разрушения в целом одинакова как для образца с наплавкой, так и для образца с надрезом. Поэтому оказывая вклад в общую A_{Π} , вклад сил трения не будет сказываться на различии величин A_{Π} «надрез/наплавка».

По результатам этих испытаний, в первом приближении, величина A_3 может быть принята равной: $\approx (150-200) \cdot t$, где t – толщина, а числовой коэффициент имеет размерность Дж/мм, эти данные приведены в работе [35].

Можно предположить, что величина A_3 , кроме толщины, должна зависеть от предела текучести и величины равномерной деформации материала,

$$A_3 = f(t, \sigma_Y, \varepsilon_{\text{равн}}) \quad (3.3.3)$$

В свою очередь, для рассматриваемых сталей величину равномерной деформации можно выразить через отношение $\sigma_Y/\sigma_{\text{в}}$ следующим образом:

$$\varepsilon_{\text{равн}} = f(1 - \sigma_Y/\sigma_{\text{в}}) \approx c(1 - \sigma_Y/\sigma_{\text{в}}), \quad (3.3.4)$$

где c – коэффициент.

Такая зависимость приемлема для ряда рассматриваемых сталей (X100, F690, X90, K70, X80, K60, K65, 09ХНЗМД) – рисунок 3.3.9 (а), а пользоваться величиной $\sigma_Y/\sigma_{\text{в}}$ удобнее, чем $\varepsilon_{\text{равн}}$ в силу того, что последняя редко определяется при контроле серийной продукции металлопроката. В свою очередь величина $(1 - \sigma_Y/\sigma_{\text{в}})$ коррелирует с величиной σ_Y – рисунок 3.3.9 (б) для рассматриваемых сталей. Это подтверждается и результатами представленных в работе [69] исследований зависимости равномерного удлинения с характеристиками прочности для низколегированных конструкционных сталей, имеющих прочность от 500 до 1000 МПа и следующие структурные состояния: феррито-бейнитное, бейнитное, и мартенсито-бейнитное — рисунок 3.3.10.

Принимая во внимание существование приведенных выше зависимостей величин $\varepsilon_{\text{равн}}$ и $(1 - \sigma_Y/\sigma_{\text{в}})$ от σ_Y и отсутствие в работе достаточного количества экспериментальных данных по определению величины A_3 для материалов, имеющих широкий диапазон отношения $\sigma_Y/\sigma_{\text{в}}$, в работе для ограниченного рассматриваемого диапазона категорий

прочности предпринята попытка произвести оценку величины A_3 в том числе как функцию только толщины и предела текучести.

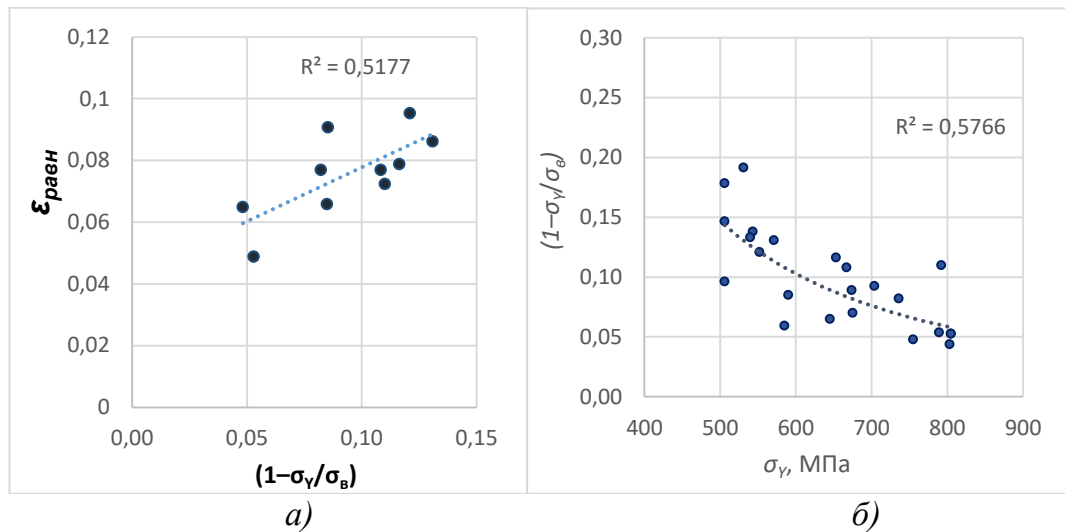


Рисунок 3.3.9 Соотношение величин $\varepsilon_{равн}$ и $(1-\sigma_Y/\sigma_B)$ для ряда рассматриваемых в работе сталей (а); соотношение величин $(1-\sigma_Y/\sigma_B)$ и σ_Y для всех рассматриваемых в работе сталей (б).

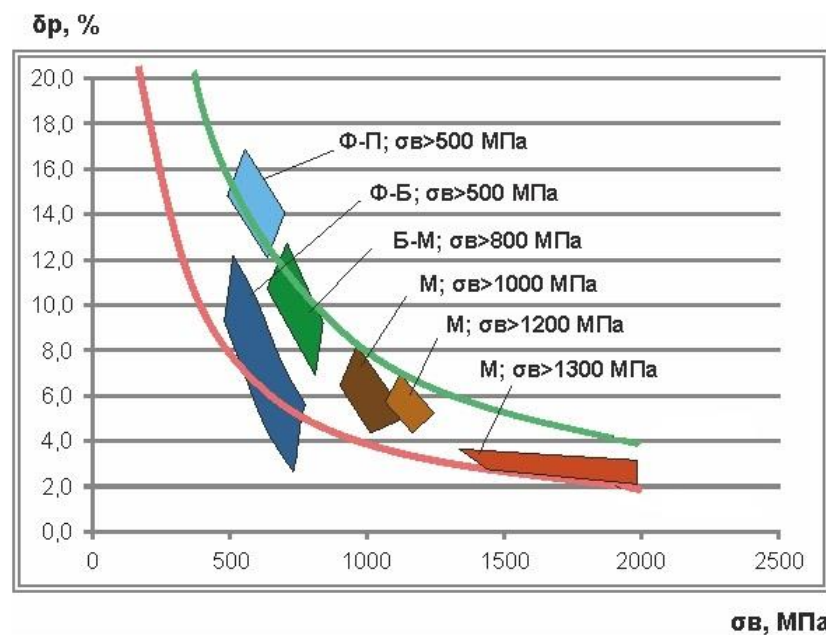


Рисунок 3.3.10 – Равномерное удлинение и прочностные характеристики для высокопрочных сталей различного структурного состояния [69].

На рисунке 3.3.11 представлена зависимость полученных экспериментально значений A_3/t от σ_Y . Значения A_3 в эксперименте со сталью К65 были получены при

комнатных температурах, а для 09ХНЗМД при температурах до минус 120 °С, при которых температурное изменение предела текучести уже значительно. Для учета этого эффекта зависимость $\sigma_Y(T)$ была определена согласно [88]:

$$\sigma_{Y(T_H)} = \sigma_{Y(20^\circ)} + \frac{10^5}{491 + 1,8T_H} - 189, \text{ МПа.}$$

Также на график была добавлена одна точка, полученная по литературным данным: автором была определена $A_3 \approx 5100$ Дж по представленной в работе [4] диаграмме деформирования «нагрузка-перемещение» образца *ИПГ*, толщиной 27,7 мм, при $T_{исп} = 20$ °С и $\sigma_Y = 563$ МПа.

Полученные экспериментальные данные (рисунок 3.3.11) показывают, что с увеличением предела текучести работа зарождения трещины снижается, а не возрастает, как это можно было бы предположить исходя из связи её с критической плотностью работы пластического деформирования. Для исследуемого класса сталей это можно объяснить снижением показателя равномерного удлинения и деформационной способности материала в целом при увеличении предела текучести.

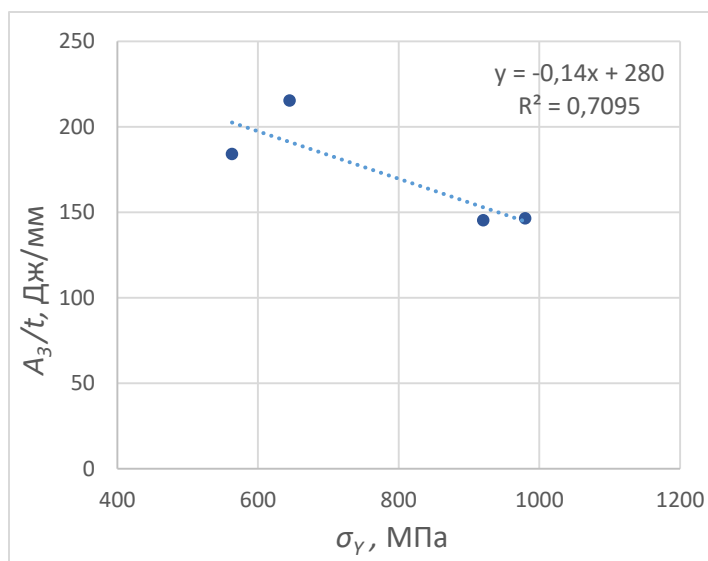


Рисунок 3.3.11 – Зависимость экспериментально определенного « A_3/t » от σ_Y .

Для зависимости, представленной на рисунке 3.3.11, в рамках рассматриваемого диапазона предела текучести можно предложить в первом приближении линейную аппроксимацию вида

$$A_3/t \approx C_1 - C_2 \cdot \sigma_Y, \quad (3.3.5)$$

где $C_1 = 280$, $C_2 = 0,14$.

Тогда, с учетом толщины образца и предела текучести материала, оценка A_3 имеет вид:

$$A_3 \approx t \cdot (C_1 - C_2 \cdot \sigma_Y), \text{ [Дж, мм, МПа]} \quad (3.3.6)$$

для образцов с фрезерованным надрезом из конструкционных сталей исследуемых в работе структурных состояний и категорий прочности.

Если учитывать влияние величины $\varepsilon_{равн}$ на A_3 через отношение σ_Y/σ_6 согласно выражению (3.3.4), то по имеющимся данным экспериментальных оценок величины A_3 (таблицы 3.3.1 и 3.3.2) и по фактически получаемым для материалов величинам $(1 - \sigma_Y/\sigma_6)$ (рисунок 3.3.9 (б)) можно подобрать коэффициенты и выражение для A_3 тогда примет вид

$$A_3 \approx 3,4 \cdot t \cdot \sigma_Y \cdot (1 - \sigma_Y/\sigma_6) \quad [\text{Дж, мм, МПа}]. \quad (3.3.7)$$

На рисунке 3.3.12 представлены расчетные оценки величины A_3 для рассматриваемых в работе сталей, выполненные по рассматриваемым выше формулам: (3.3.6), (3.3.7), а также приближенной оценке: $A_3 \approx 200 \cdot t$ [35].

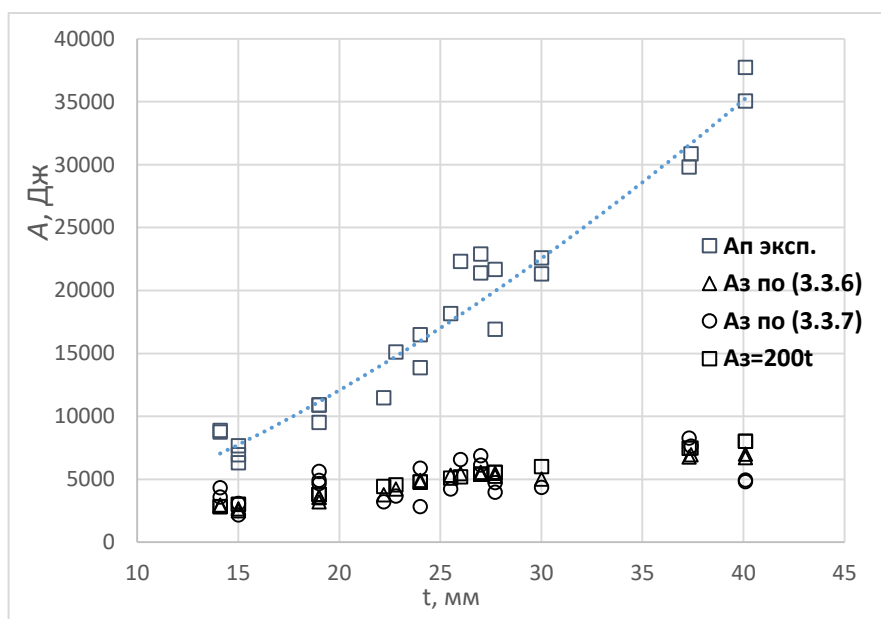


Рисунок 3.3.12 – Сопоставление величины A_3 , определяемой по различным оценочным формулам, и экспериментально полученной поглощённой энергией A_L .

В целом можно заключить, что все три оценки дают близкие результаты определения величины A_3 для рассматриваемых в работе категорий прочности и толщин конструкционных сталей, и для уточнения оценок в дальнейшем требуется накопить

большее количество экспериментальных результатов для сталей различных категорий прочности.

3.4 Связь работы разрушения с толщиной и прочностью стали при вязком и хрупком разрушении

В разделе 3.2 настоящей главы было показано, что определяемая при *ИПГ* поглощённая энергия A_{II} коррелирует с количеством кристаллической составляющей в изломе. Однако этой корреляцией невозможно воспользоваться для перехода от существующего субъективного критерия испытаний *ИПГ* – %*B* к более объективному – поглощенной энергии A_{II} , без учета таких факторов, как толщина t и предел текучести σ_T испытуемого материала. Очевидно, что при одном и том же содержании %*B* (например, при 100 %*B*) поглощённая энергия, определенная на образцах одной категории прочности, будет выше на образцах, имеющих большую толщину. На рисунке 3.4.1 для рассматриваемых сталей представлены зависимости %*B* (определенного для всего излома, без вычета незачетных участков) от поглощенной энергии A_{II} .

Из представленных зависимостей видно, что, например, для вязких разрушений разница в измеренной поглощенной энергии для образцов схожих категорий прочности может составлять до 15000 Дж при сравнении толщин 15 и 30 мм соответственно, что не удивительно. Температурные зависимости поглощенной при *ИПГ* энергии для всех исследуемых сталей при температурах испытаний от плюс 20 до минус 120 °С представлены на рисунке 3.4.2.

При полностью вязком разрушении образца, выполненного из гомогенного изотропного материала, приняв, что в объеме рабочей части образца реализуются условия плоского напряженного состояния (ПНС), поглощенная энергия (A_{II}), в первом приближении должна быть пропорциональна квадрату толщины образца:

$$A_{II} \sim t^2 \cdot (W - a), \quad (3.4.1)$$

где t – толщина образца, W – высота, a – глубина надреза.

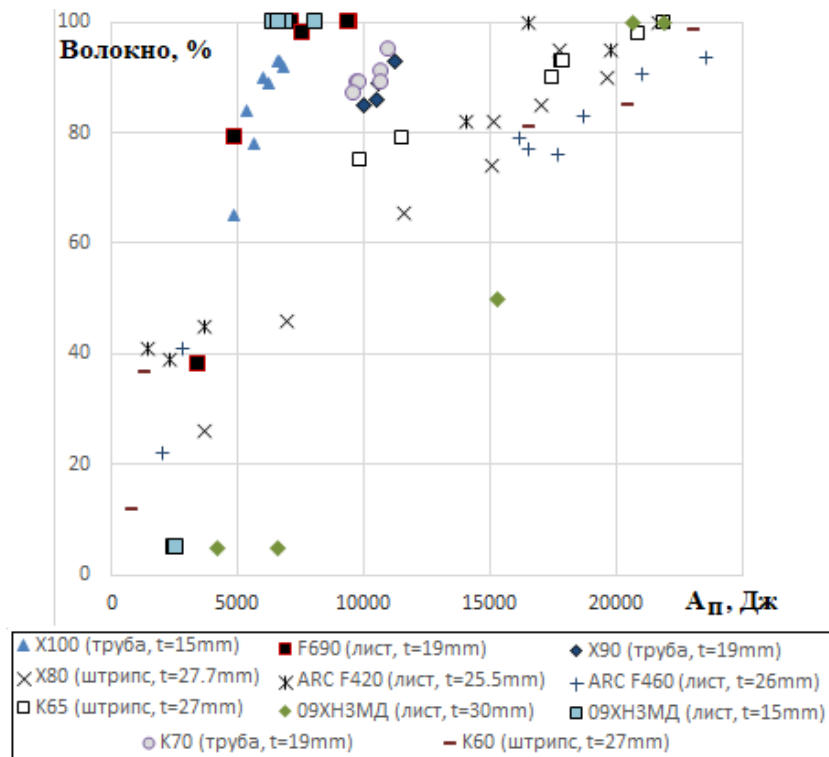


Рисунок 3.4.1 – Зависимости %В от поглощенной при *ИПГ* энергии $A_{п}$ для исследуемых сталей.

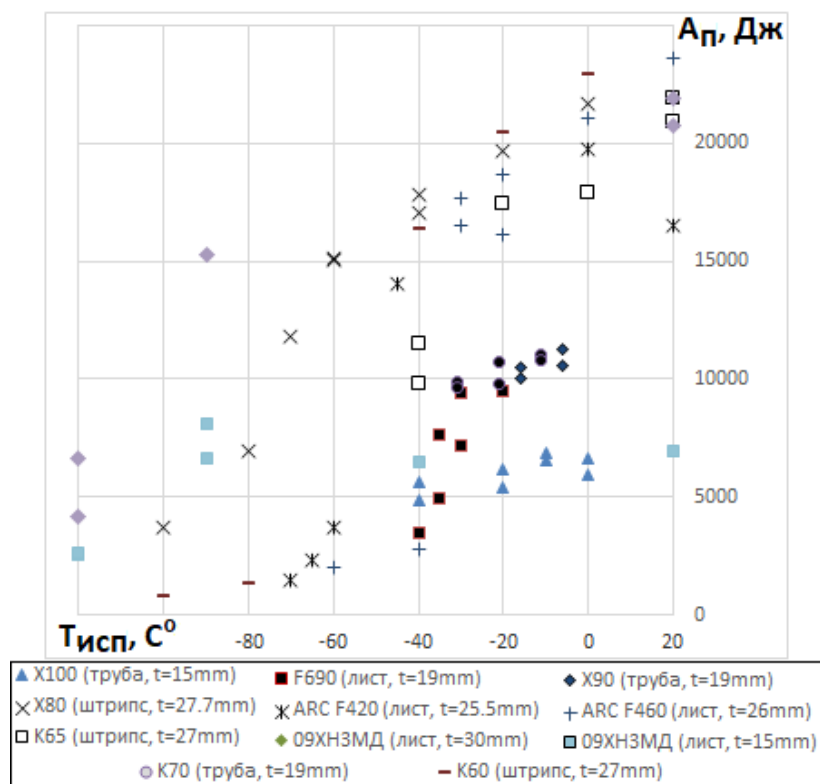


Рисунок 3.4.2 – Температурные зависимости поглощенной при *ИПГ* энергии $A_{п}$ для исследуемых сталей.

Предлагаемая зависимость (3.4.1) основывается на допущении, что вся энергия, требуемая на вязкое разрушение образца без расщеплений, будет затрачиваться на пластическую деформацию локальной зоны образца под надрезом («зона процесса»), которая представляет собой объем деформируемого металла (рисунок 3.4.3) равный $t^2 \cdot (W-a)$.

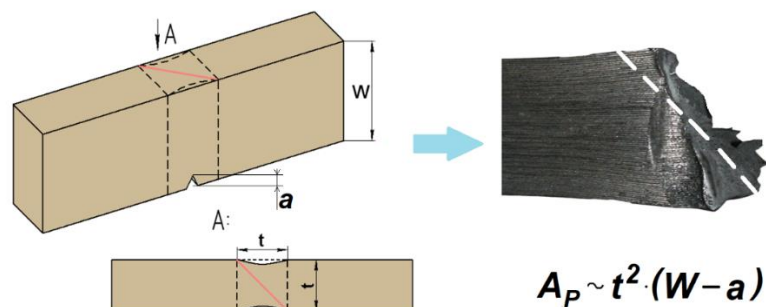


Рисунок 3.4.3 – Зона образца ИППГ, подвергающаяся пластической деформации при разрушении.

Точнее, для ПНС, объему «зоны процесса» будет пропорциональна энергия распространения трещины (A_p), т.к. в общую поглощённую энергию (A_{II}) входит и энергия, затрачиваемая на старт трещины, которая, в свою очередь пропорциональна длине трещины, т.е. в нашем случае толщине образца t (как было показано в 3.3).

Объем "зоны процесса" с точностью до константы должен соответствовать области, где достигается критическая плотность работы пластического деформирования W_{pl} , т.е. $A_p \sim t^2 \cdot (W-a) = C \cdot W_{pl}$. При использовании аналитического описания истинной диаграммы деформирования материала в виде степенной функции величина W_{pl} определяется формулой

$$W_{pl} = \int_0^{e_{cr}} \sigma_Y \left(\frac{e}{e_Y} \right)^n de = \frac{E^n \sigma_Y^{(1-n)}}{(1+n)} e_{cr}^{(1+n)}, \quad (3.4.2)$$

где n – коэффициент деформационного упрочнения; e_{cr} – критическая деформация в условиях ПНС; E – модуль упругости. В настоящее время методика определения последней величины, регламентированная каким-либо документом, отсутствует.

Приняв в качестве допущения, что деформация распределяется равномерно по всему объему «зоны процесса», можно ввести безразмерную величину $E_{безр}$ (3.4.3). Величина $E_{безр}$ по сути должна соответствовать средней деформации в «зоне процесса», относительно которой можно предположить, что она может служить характеристикой

энергоемкости разрушения материала при *ИППГ*, учитывающей предел текучести и деформационное упрочнение испытываемого металла:

$$E_{безр} = \frac{A_{II}}{t^2(W-a) \cdot \sigma_{тд}} \cdot 10^3, [\text{Дж, мм, МПа}] \quad (3.4.3)$$

где $\sigma_{тд}$ – эффективный предел текучести материала при ударном нагружении, учитывающий упрочнение материала вследствие повышения скорости деформирования.

При участии автора по результатам инструментированных испытаний на статический и ударный изгиб образцов Шарпи для низколегированных конструкционных сталей и сопоставления статических и динамических диаграмм деформирования было получено, что ударное нагружение, по сравнению со статическим, приводит к росту предела текучести в среднем на величину: $\sigma_{тд} = 1,33\sigma_Y$ [68]. В литературе также встречаются рекомендации по оценке динамического предела текучести, определяемого как $\sigma_{од} = 0,65(\sigma_Y + \sigma_\sigma)$ [111, 116], последний совпадает с $\sigma_{тд}$ при отношении $\sigma_Y/\sigma_\sigma \approx 0,95$.

Использование $\sigma_{тд}$ обусловлено тем, что деформацию при вязком разрушении в условиях ПНС необходимо определять с учетом деформационного упрочнения, которое очень существенно, поэтому отношение A_{II} к значению σ_Y при статическом нагружении приводит к значительному завышению расчетной деформации.

На рисунке 3.4.4 представлена зависимость $\%B$ от величины $E_{безр}$ для рассматриваемых сталей различных толщин и категорий прочности (температурная зависимость предела текучести не учитывалась).

Наблюдаемый на рисунке 3.4.4 разброс по величине $E_{безр}$ для разных сталей при одном уровне $\%B$ может быть объяснен несколькими факторами:

- определение $\%B$ изначально является субъективным методом, основанном на визуальной оценке;
- при определении $E_{безр}$ не учитывается вклад работы, совершаемой для зарождения трещины A_3 ;
- не учитывается влияние на энергоемкость разрушения наличия расщеплений;
- не учитывается различие величины равномерной деформации для разных сталей, и др.

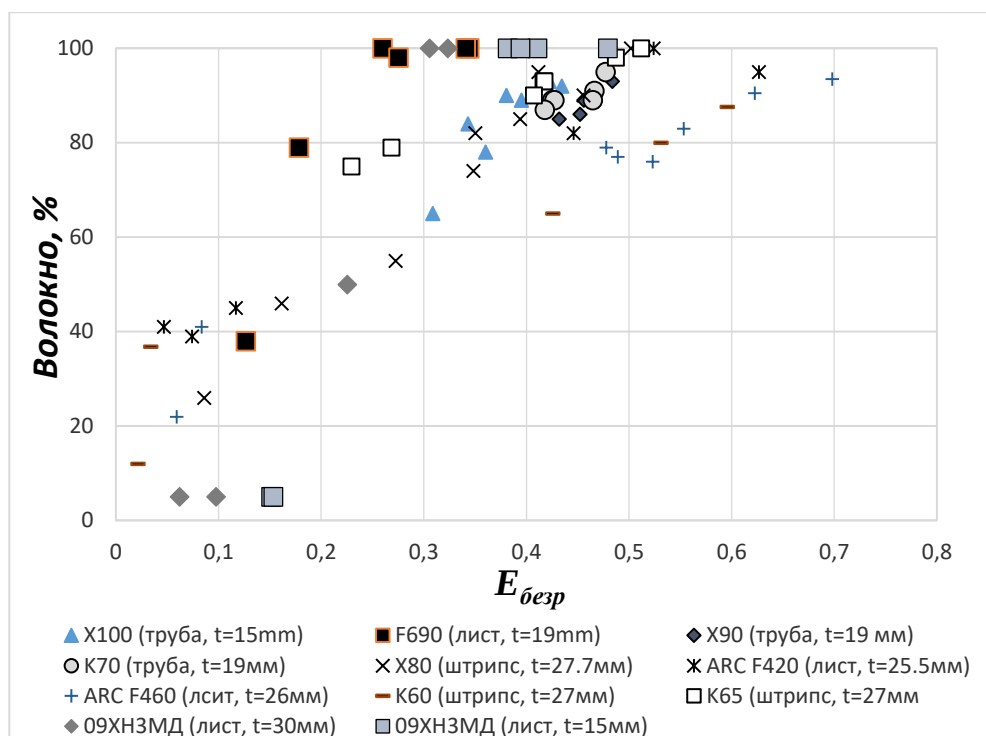


Рисунок 3.4.4 – Зависимость $\%B$ от безразмерного параметра $E_{безр}$ для исследуемых сталей.

В связи с этими факторами для установления связи A_L с толщиной материала t при вязком разрушении был проведен специальный эксперимент, в котором такие причины разброса величины A_L , как влияние A_3 , расщеплений и различной равномерной деформации, отсутствовали.

Были испытаны образцы, выполненные из судостроительных высокопрочной низколегированной стали марки 09ХНЗМД, не имеющей при разрушении расщеплений в изломе. Для минимизации таких причин разброса, как металлургические особенности производства конкретного листа, которые могут вносить свой вклад в свойства металла, образцы двух толщин: 15 мм – строганные и 30 мм – полнотолщинные, вырезались из одного листа толщиной 30 мм. Образцы были испытаны при комнатной температуре, при которой регистрировалось вязкое разрушение для обеих толщин образцов.

Как было сказано выше, пластическую деформацию «зоны процесса» необходимо сопоставлять не с полной поглощённой при испытании энергией A_L , а с энергией распространения трещины A_P . Безразмерную характеристику металла $E_{безр}$ (3.4.3), необходимо определять с использованием величины A_P по формуле (3.4.4), что является более физически обоснованным:

$$E_{безр}^P = \frac{A_P}{t^2(W-a) \cdot \sigma_{ТД}} \cdot 10^3, \quad (3.4.4)$$

при размерностях, указанных в (3.4.3).

Тогда, соответственно,

$$A_P = E_{безр}^P \cdot \sigma_{ТД} \cdot t^2 \cdot (W - a) \cdot 10^{-3} \quad (3.4.5)$$

Параметр $E_{безр}^P$ в свою очередь является функцией равномерной деформации $\varepsilon_{равн}$ и, согласно (3.3.4), $\varepsilon_{равн} = f(1 - \sigma_Y / \sigma_e)$.

В 3.3 настоящей работы показано, что энергия, затрачиваемая на зарождение трещины A_3 при ИППГ, пропорциональна длине трещины, т.е. толщине образцов t , а также предложена аппроксимирующая формула, учитывающая влияние предела текучести – (3.3.6). Тогда A_P в образцах при ИППГ может быть найдена как:

$$A_P = A_{П-А3} \approx A_{П} - t \cdot (280 - 0,14 \cdot \sigma_Y), \quad [\text{Дж, мм, МПа}] \quad (3.4.6).$$

Результаты испытаний образцов двух толщин из судостроительной стали, произведенных по технологии З+О и не имеющих расщеплений по толщине, а также результаты оценки A_P и безразмерной величины $E_{безр}^P$ представлены в таблице 3.4.1.

На рисунке 3.4.5 представлены результаты определения безразмерных величин $E_{безр}$ и $E_{безр}^P$ для образцов разных толщин.

Таблица 3.4.1 – Результаты экспериментального определения безразмерных величин $E_{безр}$ и $E_{безр}^P$.

Материал	$T_{исп},$ °C	t , мм	Экспериментально определенная $A_{л}, Дж$	A_P^* , Дж	$E_{безр}$	$E^P_{безр}$
09ХНЗМД	20	30	21920	16901	0,32	0,25
			20710	15691	0,31	0,23
		15	6960	4151	0,41	0,26
			6850	4341	0,40	0,26
Примечание: * – A_P определена согласно выражению (3.4.6)						

Таблица 3.4.1 и этот рисунок демонстрируют, что предлагаемая величина $E_{безр}^P$ оказывается практически одинаковой для образцов с существенно разными толщинами, но изготовленных из одного металла. Это исключает влияние равномерной деформации

и предела текучести на результат и подтверждает предполагаемую квадратичную зависимость A_P от толщины t и предложенную пропорциональную зависимость A_3 от t .

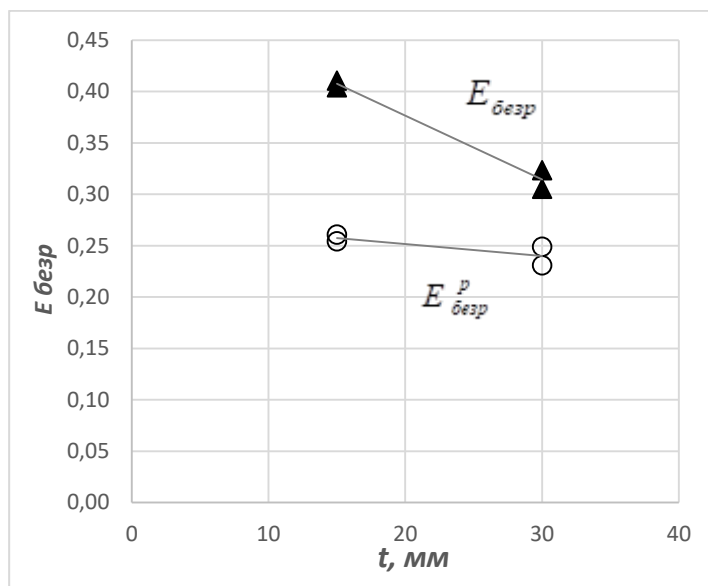


Рисунок 3.4.5 – Связь безразмерных величин $E_{\text{безр}}$ и $E^P_{\text{безр}}$ с толщиной образцов ИППГ из стали 09ХНЗМД.

Анализ безразмерного параметра $E^P_{\text{безр}}$ (представляющего собой меру эффективной деформационной способности материала) для всех исследуемых сталей в области вязких разрушений показывает, что разброс этой величины составляет от 0,21 до 0,62 (таблица 3.4.2).

В целом, результаты испытаний показали, что при вязком разрушении с уменьшением величины $(1 - \sigma_Y / \sigma_e)$ (т.е. уменьшением $\epsilon_{\text{равн}}$) для материала – параметр $E^P_{\text{безр}}$ снижается – рисунок 3.4.6. Это может быть объяснено тем, что в процессе вязкого разрушения образца ИППГ в разрушаемом нетто-сечении образуется утяжка («шейка»), то имеются основания предположить, что чем меньше равномерная деформация, тем больше локализация максимальных деформаций у плоскости излома. Таким образом, и равномерная, и критическая деформации могут определять результат испытаний.

Таблица 3.4.2 - Экспериментально определенные значения σ_Y , A_L и $E_{безр}^P$ для случая полностью вязкого разрушения.

№ п/п	Марка	Толщина образцов	σ_Y , МПа	σ_b , МПа	A_L , Дж	$E_{безр}^P$	Наличие расщеплений
1	K60	14,0	543	630	8875	0,60	нет
2			506	616	8758	0,62	нет
3		24,0	585	622	16493	0,37	да
4			540	623	13858	0,31	да
5			552	628	22910	0,47	да
6	K65*	27,7	571 ^{+20°C}	657	21410	0,41	да
7			531 ^{+100°C}	657	24455	0,52	нет
8	K70	19,0	653	739	10395	0,33	да
9	X80	27,7	590	645	21690	0,38	да
10	X90	19,0	667	748	10920	0,33	да
11	X100	15,0	736	802	6320	0,24	да
12	F420 ^{ARC}	25,5	506	560	19780	0,42	да
13	F460 ^{ARC}	26,0	506	593	22320	0,53	нет
14	F500 ^{ARC}	22,8	675	726	15100	0,33	нет
15	F620 ^{ARC}	37,4	674	740	30865	0,27	нет
16	F690 ^{ARC}	22,2	789	834	11470	0,21	нет
17		37,3	700	765	29810	0,25	нет
18		40,1	750	788	37720	0,27	нет
19			803	840	35050	0,24	нет
20	09ХН3МД	15,0	805	850	6960	0,26	нет
21		30,0	805	850	21315	0,24	нет

Примечание:

* – образцы из одной серии испытывались при температурах: 1) 20 °С – наблюдались расщепления в изломе; 2) 100 °С – расщепления отсутствовали (подробно в п. 3.5)

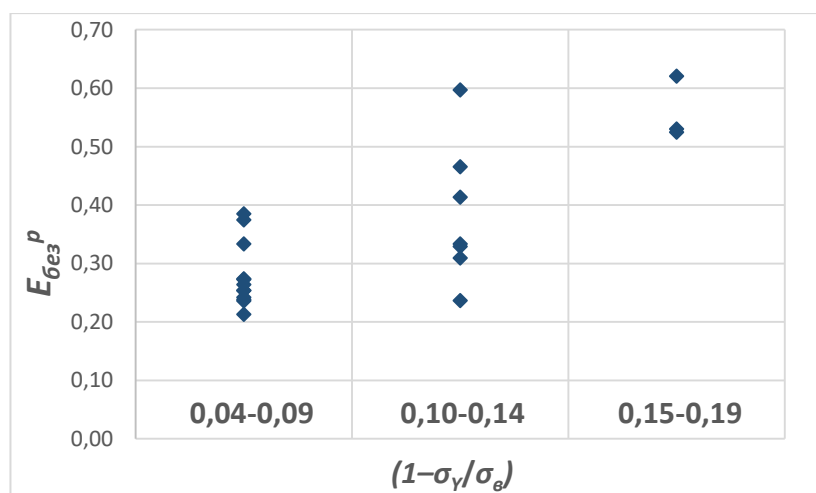


Рисунок 3.4.6 – Распределение безразмерного параметра $E_{безр}^P$ для материалов в толщинах от 15 до 40 мм в зависимости от величины $(1 - \sigma_Y / \sigma_b)$ при полностью вязком разрушении по данным таблицы 3.4.2 (показаны материалы с расщеплениями и без).

На рисунке 3.4.7 построена зависимость $E_{безр}^p$ от величины $(1-\sigma_Y/\sigma_\delta)$. На данном графике по оси ординат откладывалась в качестве величины $E_{безр}^p$ среднее значение, найденное для пары образцов, разрушившихся полностью вязко. Всего получаем 12 точек для однородных материалов без расщеплений и 9 точек для материалов с расщеплениями, соответствующих в целом 12-и маркам сталей в 9-и различных толщинах от 14 до 40 мм (см. таблицу 3.4.2).

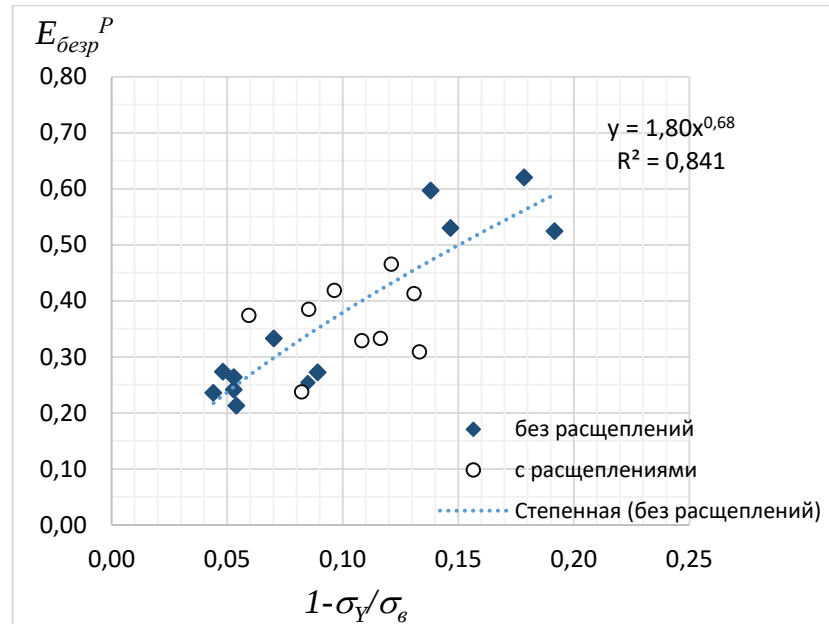


Рисунок 3.4.7 – Зависимость параметра $E_{безр}^p$ от $(1-\sigma_Y/\sigma_\delta)$ для исследуемых сталей в случае полностью вязкого разрушения.

Зависимость $E_{безр}^p$ от $(1-\sigma_Y/\sigma_\delta)$ для изломов без расщеплений (рисунок 3.4.7) может быть аппроксимирована с коэффициентом детерминации $R^2 \approx 0,84$ степенным уравнением вида:

$$E_{безр}^p \approx 1,8 \left(1 - \frac{\sigma_Y}{\sigma_\delta}\right)^{0,68} \quad (3.4.7)$$

Тогда из (3.4.4) и (3.4.7) получим формулу для энергии распространения A_P :

$$A_P = 2,4 \cdot 10^{-3} \cdot \sigma_Y \cdot t^2 (W - a) \left(1 - \frac{\sigma_Y}{\sigma_\delta}\right)^{0,68} \quad (3.4.8)$$

Выражение для полной A_{II} при испытании образца *ИППГ* из выражений (3.3.6) и (3.4.8) будет иметь вид:

$$A_{II} = A_3 + A_P \approx t \cdot (C_1 - C_2 \sigma_Y) + C_3 \cdot \sigma_Y \cdot t^2 (W - a) \left(1 - \frac{\sigma_Y}{\sigma_\delta}\right)^{0,68}, \quad (3.4.9)$$

где $C_1 = 280$; $C_2 = 0,14$; $C_3 = 2,4 \cdot 10^{-3}$ при размерностях – [Дж, мм, МПа].

Полученное выражение (3.4.9) с высокой достоверностью (коэффициент детерминации $R^2 \approx 0,9$ для сталей не имеющих расщеплений), позволяет рассчитать поглощенную энергию A_{II} при *ИПГ* для полностью вязкого разрушения сталей используя толщину материала и его прочностные характеристики – предел текучести и временное сопротивление – рисунок 3.4.8.

Общие ограничения на использование выражения (3.4.9) могут быть следующие:

- 1) Данные эмпирические аппроксимации проверены только на основе образцов *ИПГ*, имеющих: а) стандартную высоту образца 75 мм и глубину надреза 5 мм; б) стандартный фрезерованный надрез, с радиусом 0,25 мм.
- 2) Диапазон толщин использованных образцов от 14 до 40 мм.
- 3) Аппроксимирующие зависимости получены для малоуглеродистых низколегированных конструкционных сталей, имеющих феррито-бейнитную, бейнитную и бейнитно-мартенситную структуры и диапазон пределов текучести от 506 до 805 МПа.

На основе выражений (3.4.9) получена номограмма для оценки A_{II} при испытаниях *ИПГ* – рисунок 3.4.9.

Данная номограмма может быть рекомендована к применению в испытательных лабораториях для определения минимальной достаточной энергии падающего груза копра при испытаниях *ИПГ*. Ранее предложенные в стандартах и литературе корреляции, например, (3.1.1), базировались на эмпирическом опыте испытаний сталей других методов производства, меньших толщин и прочности и, поэтому, эти соотношения не обладают достаточной точностью. Например, оценка требуемой максимальной энергии копра для испытания образца толщиной 26 мм и имеющего работу удара $KV = 290$ Дж, согласно выражению (3.1.1), составляет 40 кДж. Экспериментально определенная для этого случая (сталь F460, $t = 26$ мм, $\sigma_Y = 506$ МПа, $\sigma_s = 593$ МПа) A_{II} составила вдвое меньшую величину: 22,3 кДж, оценка по предложенной номограмме дает близкую величину порядка 20 кДж.

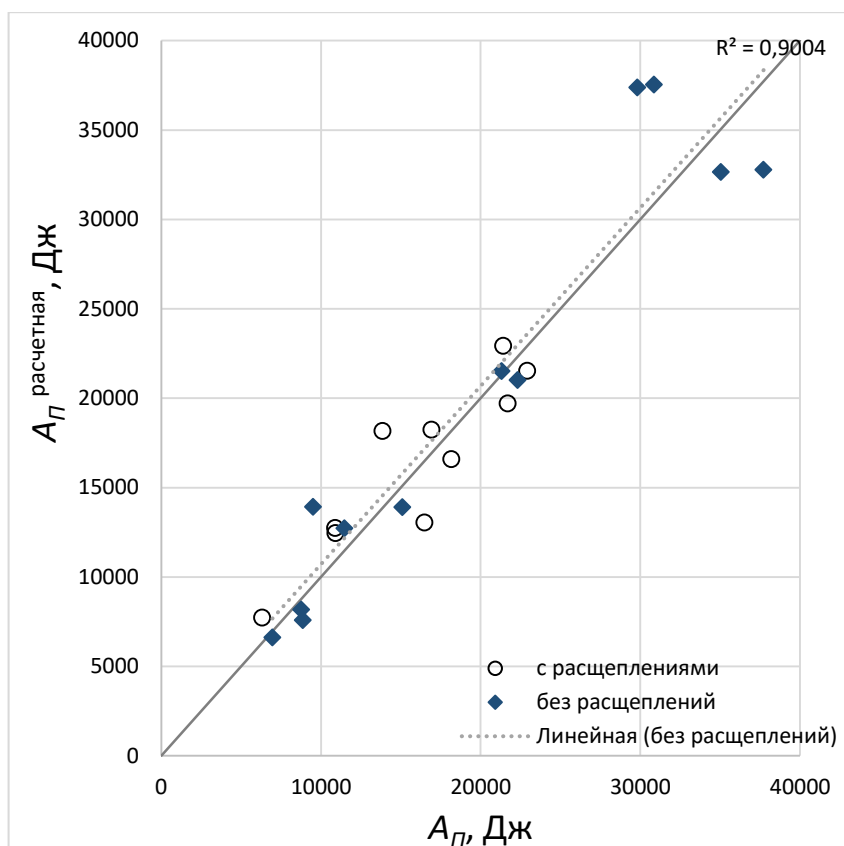
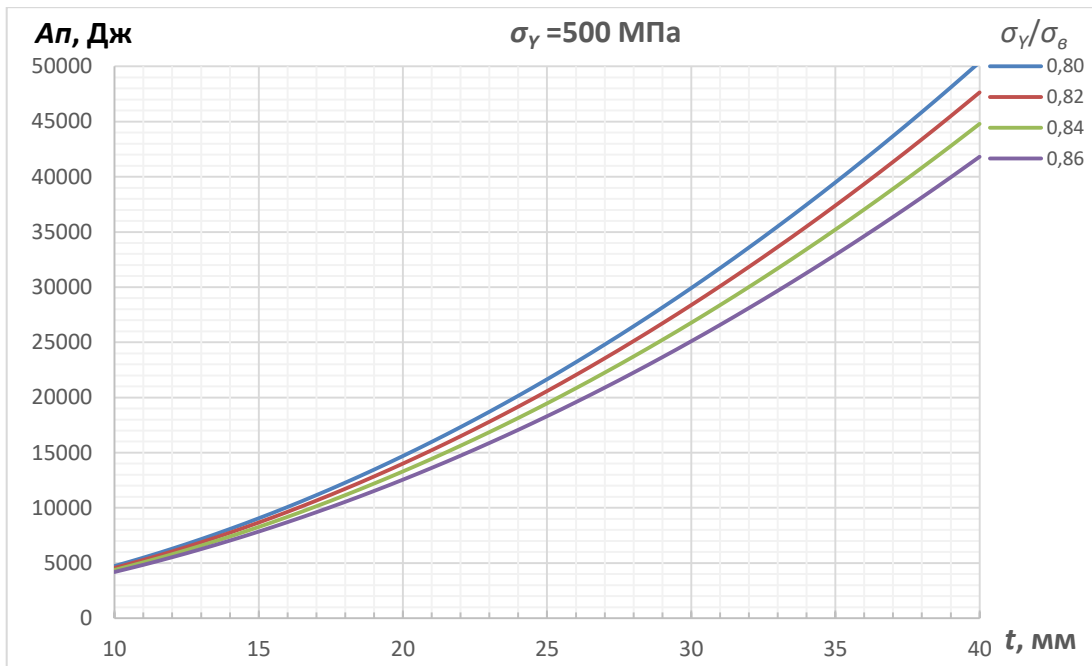
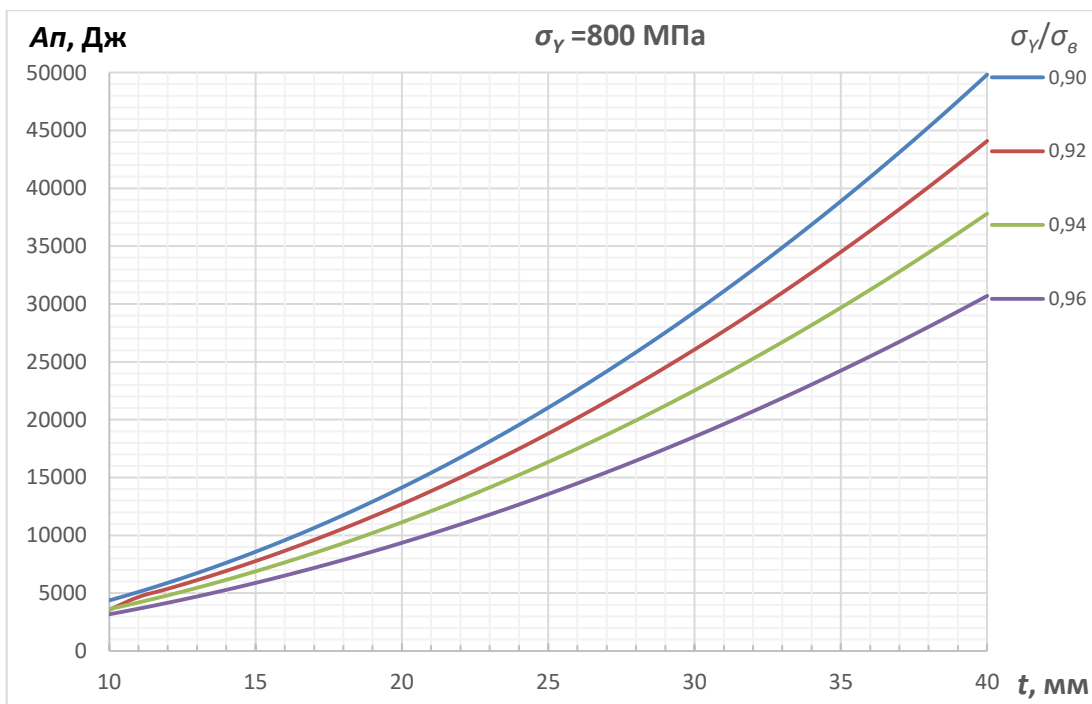


Рисунок 3.4.8 – Корреляция экспериментально определенной при вязком разрушении величины $A_{П}$ и рассчитанной для сталей с пределом текучести от 506 до 805 МПа и толщин от 14 до 40 мм.

Установленные выше зависимости относятся к полностью вязким разрушениям. Цель установления уровня $A_{П}$ именно при вязком разрушении обусловлена тем, что нормирование поглощенной энергии образцов *ИПГ* целесообразно базировать на двух принципах: а) требования к необходимому уровню $A_{П}$ при вязком разрушении, позволяющем гарантировать отсутствие протяженных вязких разрушений; б) требования к допустимому снижению $A_{П}$, от уровня соответствующего вязкому разрушению, при понижении температуры испытаний и появлении смешанного вида разрушения («волокно» + «кристалл») для прогнозирования возможности хрупкого разрушения.



а)



б)

Рисунок 3.4.9 – Номограмма для оценки поглощенной энергии A_{Π} при вязком разрушении в зависимости от толщины и предела текучести материала.

Для хрупкого разрушения, когда пластическая деформация перед разрушением практически отсутствует, энергия распространения разрушения должна быть пропорциональна площади поверхности разрушения (отрыва) и критической деформации хрупкого разрушения $\varepsilon_{cr_brittle}$ и имеет вид:

$$A_p \approx 10^{-3} t(W - a) \omega \sigma_Y \cdot \varepsilon_{cr_brittle}, \quad [\text{Дж, мм, МПа}] \quad (3.4.10)$$

где ω – толщина деформируемого слоя.

В 3.6 настоящей главы представлены результаты экспериментального определения величины $\varepsilon_{cr_brittle}$ и, соответственно, оценка работы распространения трещины при хрупком разрушении, что позволяет обосновать регламентацию работы разрушения при *ИППГ* для обеспечения торможения трещины.

Представляет интерес сопоставление энергоемкости разрушения лабораторных проб *ИППГ* и результатов энергоёмкости разрушения труб, полученных при полигонных испытаниях. В работе [73] при проведении полигонных испытаний труб класса прочности K65 (X80) диаметром 1420 мм экспериментально определялась энергоемкость разрушения как полная пластическая работа A_p :

$$A_p = \sum h(r_i) a(r_i) \delta r_i, \quad (3.4.11)$$

где $h(r_i)$ и δr_i – измеренные после разрушения толщина и длина элемента дуги на расстоянии r от кромки разрыва соответственно; $a(r_i)$ – плотность работы пластической деформации в элементе объема $h(r_i) \delta r_i$, которая определялась как

$$a(\varphi) = \int_0^\varphi s(\varphi) d(\varphi) = (\sigma_s \varphi_s) \left(\frac{\varphi}{\varphi_s} \right)^{n+1} / (n + 1), \quad (3.4.12)$$

где φ – истинная деформация.

Для случая испытаний труб из стали X80 ($\sigma_Y=560$ МПа) с толщинами стенок 23,0 и 27,7 мм экспериментально определенная на полигоне величина A_p на единицу длины трубы составила соответственно 110-242 и 64-214 кДж/м [73]. Пересчет этих значений энергоемкости разрушения труб в предложенный в настоящей работе безразмерный параметр $E_{безр}^p$ (соответственно для погонного метра трубы за величину $(W-a)$ принимается значение равное 1000 мм) даёт величины следующего порядка: $E_{безр}^p = 0,28-0,61$ и $0,11-0,37$ соответственно.

$$\text{Пример расчета: } E_{безр}^p = \frac{A_p}{t^2 (W-a) \sigma_{тд}} 10^3 = \frac{110 \cdot 10^3}{23^2 \cdot (1000) \cdot 1,33 \cdot 560} 10^3 = 0.28$$

Экспериментально определенный в настоящей работе параметр $E_{безр}^p$ по результатам испытаний *ИППГ* при вязком разрушении для штрипса X80 толщиной 27,7 мм составил 0,38 (общий диапазон значений для всех рассматриваемых сталей и толщин составляет 0,21÷0,62). Таким образом, предложенный параметр $E_{безр}^p$, определяемый

при испытаниях *ИППГ*, можно рассматривать как коррелирующий с аналогичным параметром, вычисленным по результатам полигонных испытаний труб для газопроводов, несмотря на подчеркиваемое в работах [72, 42] различие распределений пластических деформаций в образце *ИППГ* и реальной трубе.

С другой стороны, результаты *ИППГ* часто сопоставляют с испытаниями на ударный изгиб образцов Шарпи. В литературе [71, 98, 116, 121] подчеркивается факт существенного отличия удельной работы разрушения – ударной вязкости (т.е. отнесенной к площади нетто-сечения образца) при испытаниях *ИППГ* и стандартных ударных испытаниях образцов Шарпи. При этом разница, встречаемая в литературе, а также на примере испытанных в работе образцов, может достигать до 5^и раз. С увеличением толщины образца *ИППГ* растет и поглощённая им энергия, и, как показано в 3.4 рост последней пропорционален квадрату толщины (т.е. пропорционален объёму «зоны процесса», равному $t^2(W-a)$). Поэтому отнесение энергии *ИППГ* к площади разрушаемого нетто-сечения и сравнение её с ударной вязкостью *KCV* не имеет физического смысла. На рисунке 3.4.10,а представлена зависимость энергии разрушения на единицу площади для *ИППГ* и испытаний образцов Шарпи (*KCV*) при вязких разрушениях рассматриваемых в работе сталей. Толщины образцов *ИППГ* варьируются от 14 до 40 мм. Видно, что отсутствует корреляция удельных энергий *ИППГ* и Шарпи, а разница между ними варьируется в пределах 2,5-5 раз, в зависимости, соответственно, от толщины образцов *ИППГ*.

Напротив, на рисунке 3.4.10,б представлена зависимость энергий, отнесённых к объёму «зоны процесса». Получено, что при вязком разрушении энергоёмкость разрушения элемента объёма для образцов *ИППГ* и Шарпи сопоставима. Однако, температура вязко-хрупкого перехода, определяемая по серийным кривым работы удара, в случае образцов Шарпи оказывается ниже, чем при *ИППГ*. В данном случае в виду существенного отличия величин абсолютных значений работы удара, получаемых при этих испытаниях, для вышеуказанного сопоставления, можно воспользоваться температурой перехода T_t , которая согласно ГОСТ Р ИСО 148-1 [17] и ASTM A370 [78] определяется как соответствующая снижению уровня работы удара на 50 % от значений на верхнем шельфе. При этом величина сдвига по температуре может существенно различаться даже для сталей одинаковых толщин, прочности и методов производства.

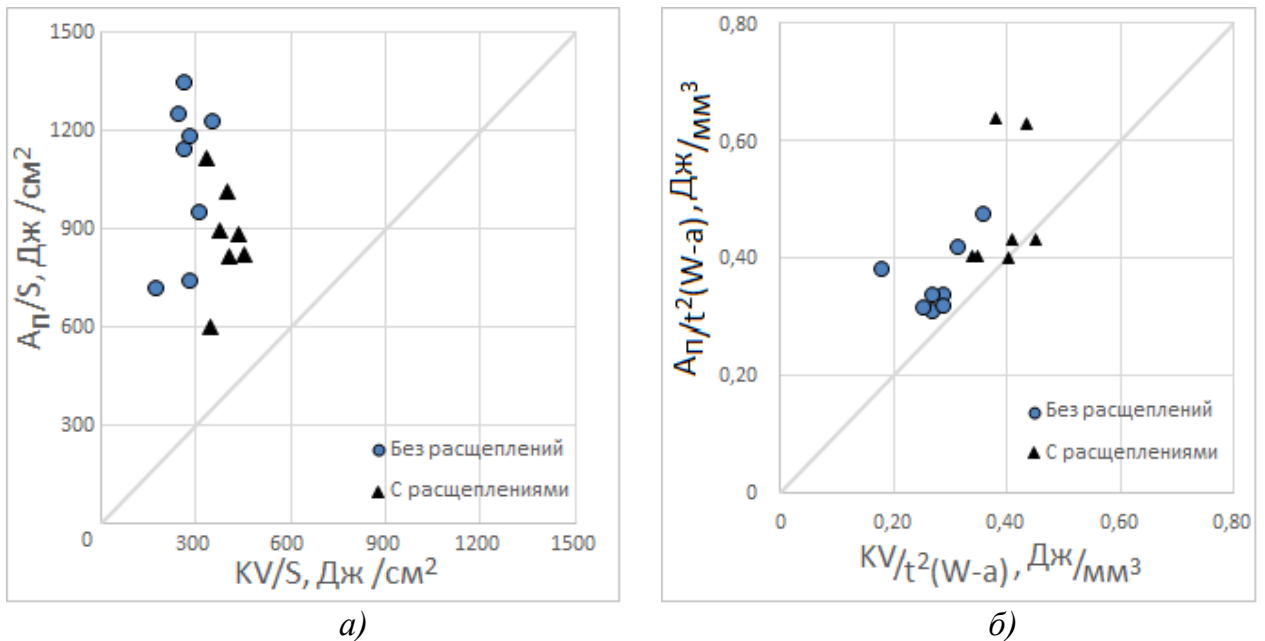


Рисунок 3.4.10 – Соотношение поглощенной при испытаниях *ИПГ* (A_{II}) и Шарпи (KV) энергии при вязком разрушении, отнесенной к площади нетто-сечения S – a и объему «зоны процесса» – b .

Как было показано в 3.2, расщепления расширяют температурный интервал между полностью вязким и полностью хрупким механизмами разрушения, тем самым сдвигая критическую температуру хрупкости *ИПГ* в область более низких температур. Пример соотнесения температурных зависимостей результатов *ИПГ* и определения KV показан на рисунке 3.4.11. Несмотря на одинаковый способ производства, по факту сталь F460 оказалась менее склонна к расщеплениям, чем F420. Видно, что для стали F460 (рисунок 3.4.11, б) температура вязко-хрупкого перехода, определяемая по серийной кривой полнотолщинных *ИПГ*, примерно на 50 °C выше, чем на ударных образцах Шарпи, в то же время для стали F420 эта разница еще выше – более 70° (рисунок 3.4.11, а).

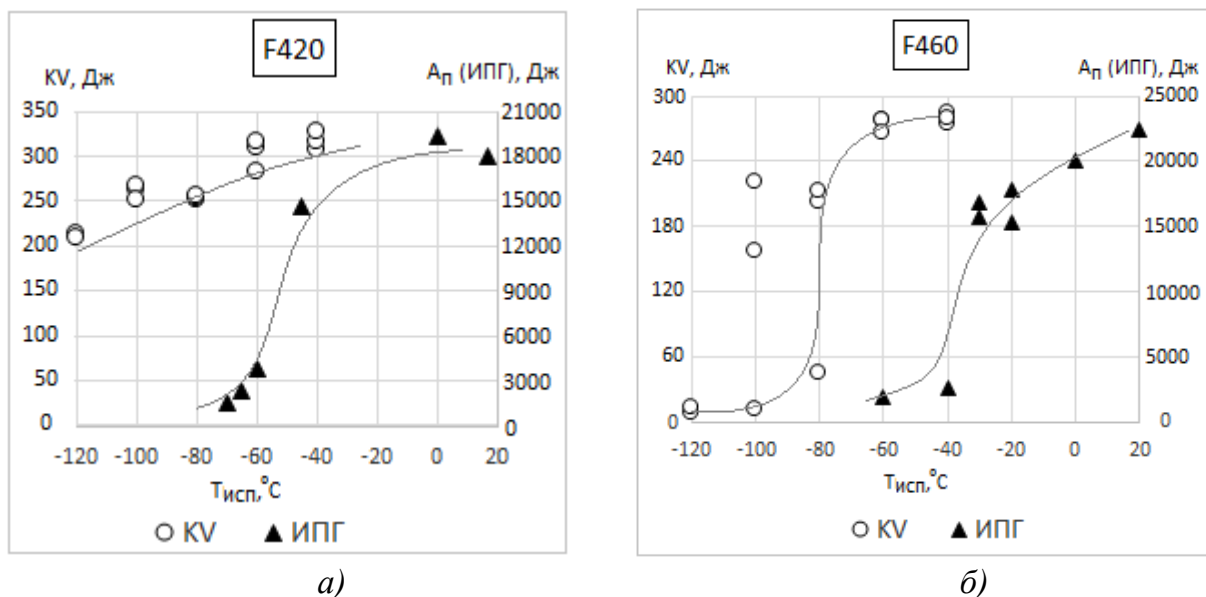


Рисунок 3.4.11 – Сопоставление серийных кривых поглощенных энергий KV (Шарпи) и A_p (ИПГ) для сталей ТМО: F420 (а) и F460 (б).

Подводя итог данного раздела, можно сделать следующие основные выводы:

Безразмерный коэффициент $E_{безр}^p$ для гомогенного материала (без расщеплений) не зависит от его толщины и может рассматриваться как функция деформационных характеристик материала. Основной характеристикой при этом является величина равномерной деформации.

Преимуществом этого параметра является то, что он может рассматриваться как коррелирующий с результатами полигонных испытаний труб из испытываемого металла.

При наличии расщеплений величина $E_{безр}^p$ снижается, однако, вероятнее всего, это вызвано не снижением критических деформаций, а снижением «эффективной толщины» образца. Этот факт рассматривается далее в 3.5.

3.5 Влияние наличия расщеплений в изломе на энергоемкость разрушения

Для экспериментального определения влияния расщеплений на энергоемкость разрушения в качестве материала для исследований была выбрана трубная сталь, произведенная методом ТМО, категории прочности К65 (Х80) (фактический предел текучести 570 МПа; $\sigma_B=660$ МПа). Образцы *ИПГ* были вырезаны из штрипса толщиной 27,7 мм, в направлении поперек проката. На образцы наносился стандартный фрезерованный V-образный надрез.

Отметим, что для стали К65 характерны расщепления в изломе при комнатной температуре испытаний – рисунок 3.5.5. В целом, появление расщеплений очевидно связано со структурной анизотропией сталей, производимых методами ТМО. Примеры изломов без расщеплений представлены на рисунке 3.5.1 на примере судостроительной стали F690, произведенной по технологии 3+0.

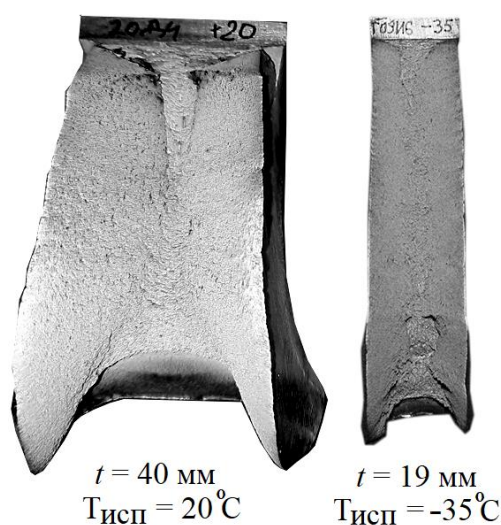


Рисунок 3.5.1 – Вид изломов *ИПГ* судостроительной стали F690.

Предполагаемая схема образования расщеплений, связанная с присущей сталям ТМО структурной анизотропией и, как следствие, анизотропией механических свойств, представлена в разделе 3.2. (рисунок 3.2.6). Согласно предложенной схеме, при увеличении температуры испытаний наступает момент, когда максимальные напряжения в Z-направлении $\sigma_Z = 2,4\sigma_Y$ становятся меньше критических напряжений

отрыва в этом направлении $S_{\text{отрыва}}^Z$, что должно приводить к исчезновению расщеплений. Поэтому образцы испытывались в широком интервале температур, по два на каждую точку. Минимальная температура испытаний, при которой полностью отсутствовали расщепления, составила 100 °С.

Металлографические исследования стали марки К65 ($t = 27,7$ мм) показали наличие свойственной сталям ТМО структурной анизотропии (рисунок 3.5.2), которая на фоне феррито-бейнитной структуры выражена в виде разнородных полос, на данном рисунке ориентированных горизонтально, а в материале - параллельно поверхности проката. Это приводит к существованию по толщине листа локальных зон со сниженными критическими напряжениями отрыва в направлении перпендикулярном поверхности проката, т.е. в направлении толщины.

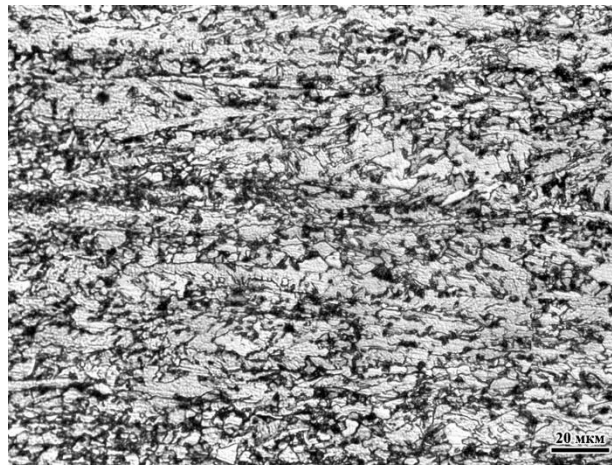


Рисунок 3.5.2 – Структурная неоднородность стали К65 (штрипс толщиной 27,7 мм, середина по толщине).

У поверхности излома в области вершины расщепления (схема вырезки шлифа из образца с расщеплениями – рисунок 3.5.3,а ожидаемо наблюдается значительная пластическая деформация – видно, что зерна сильно деформированы и вытянуты (рисунок 3.5.3,б). На удалении $0.5t$ от поверхности излома, где пластическая деформация визуально по форме зерен не видна, можно обнаружить отдельные расщепления металла в виде трещин – рисунок 3.5.3,в. Эти трещины не выходят на поверхность излома и не были при разрушении раскрыты в макро-расщепления. Факт появления таких несплошностей (трещин, расщеплений) в зоне, в которой напряжения σ_Z не достигают своих максимальных значений, соответствующих уровню $2,4\sigma_Y$, как это

происходит на фронте движущейся трещины, еще раз говорит о существенном снижении прочности в направлении толщины для сталей ТМО.

Температурные зависимости поглощенной энергии A_D при *ИПГ* и процентного содержания волокна в изломе образцов представлены на рисунке 3.5.4, а вид изломов на рисунке 3.5.5. Наблюдается плавное снижение A_D при снижении температуры испытаний во всем интервале температур, однако появление кристаллической составляющей в изломах регистрируется лишь при температуре 0 °С и ниже.

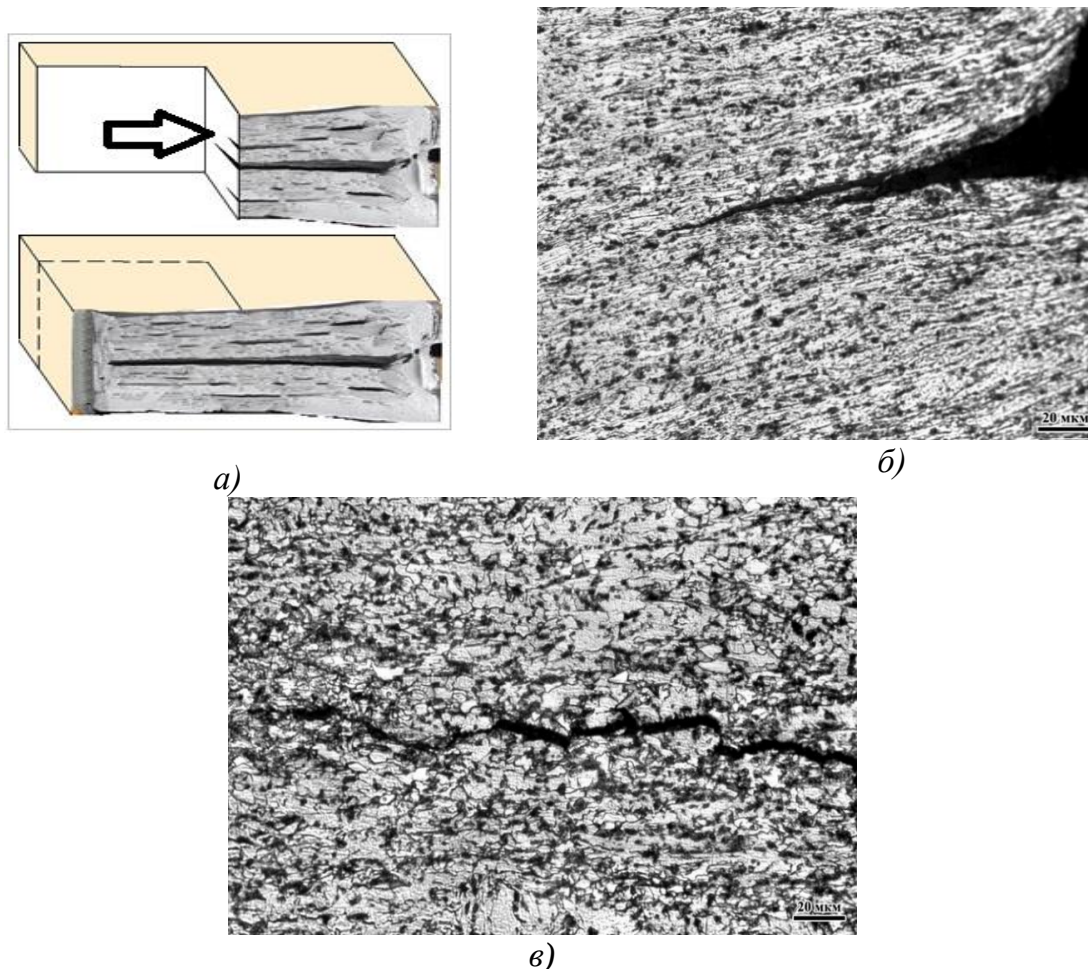


Рисунок 3.5.3 – Схема отбора шлифа с расщеплениями (а); вершина раскрывшегося расщепления (б); трещина на удалении $\approx 0,5t$ от поверхности излома (в).

Для оценки вклада расщеплений в поглощенную энергию при разрушении были отобраны образцы, испытанные при температурах от 20°С до 100 °С, где наблюдался вязкий излом с расщепления. При более низких температурах – от 0 до минус 40°С в изломах помимо расщеплений наблюдаются хрупкие участки, снижающие

энергоёмкость разрушения и, соответственно, нет возможности в чистом виде оценить вклад расщеплений.

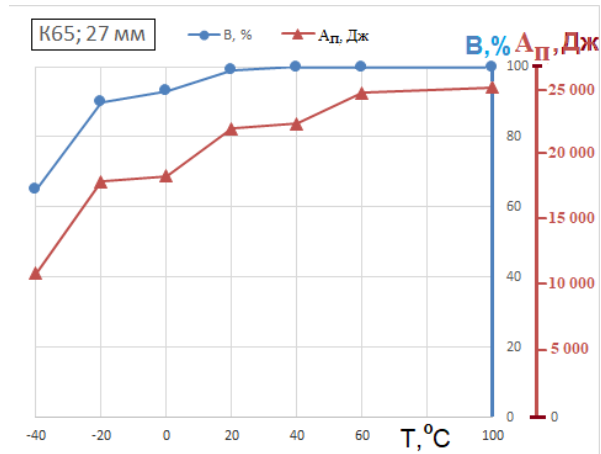


Рисунок 3.5.4 – Температурные зависимости A_{II} и процентного содержания волокна в изломе образцов из штрипса K65(X80).

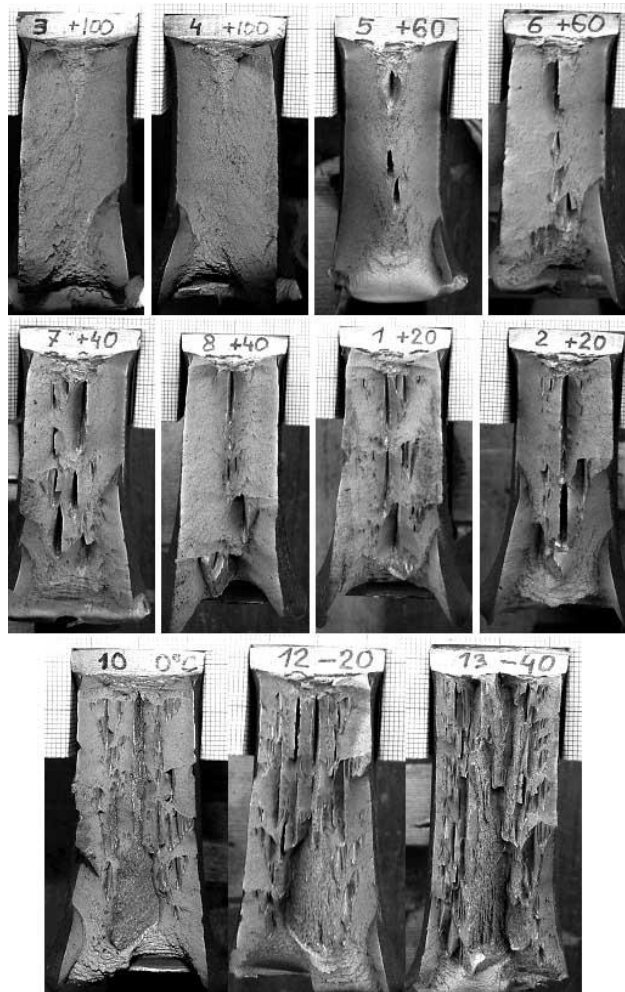


Рисунок 3.5.5 – Вид изломов образцов из стали марки K65 при температурах от минус 40 до 100 °C.

Для каждого излома определялась общая длина расщеплений L_p , как сумма длин расщеплений, имеющих длину более 3 мм. Как видно из рисунка 3.5.5 при температурах 40, 60 и 100 °С присутствуют только довольно крупные расщепления, более 5 мм длиной, преимущественно располагающиеся в центральной по толщине зоне. Подсчет суммарной длины расщеплений здесь облегчается отсутствием мелких расщеплений. Зависимость общей длины расщеплений в изломе от температуры испытаний представлена на рисунке 3.5.6, а.

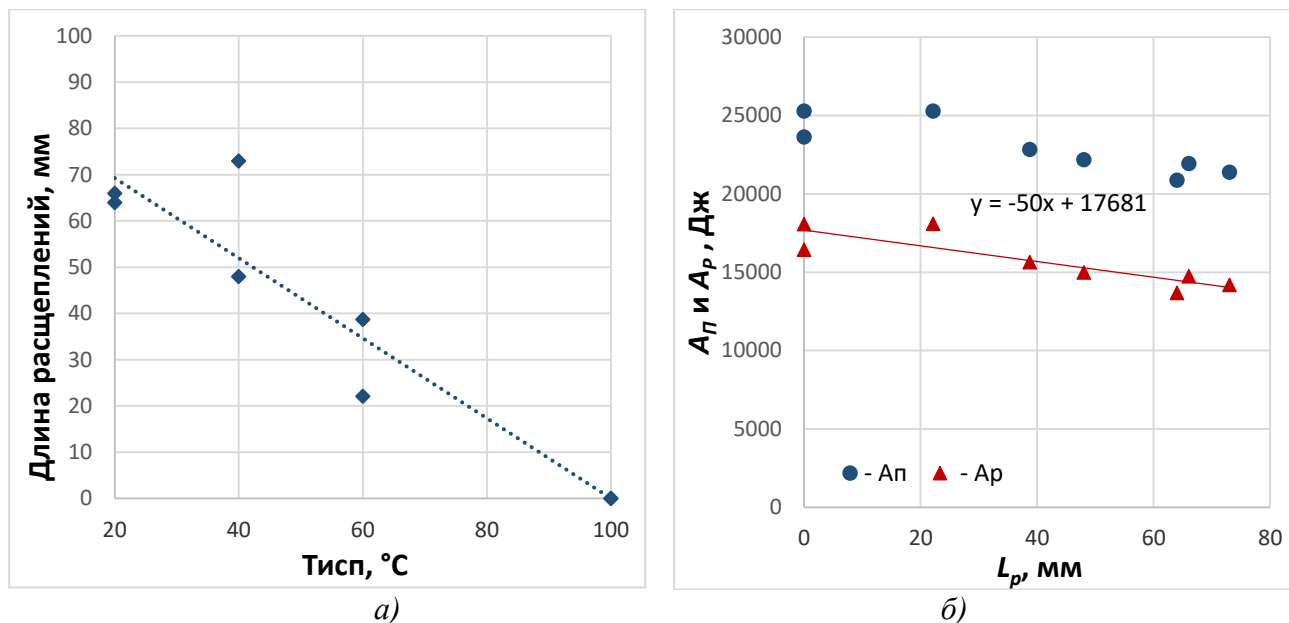


Рисунок 3.5.6 – Зависимость общей длины расщеплений в изломе от температуры испытания образцов *ИПГ* –а; зависимости энергий A_{Π} и A_R от суммарной длины расщеплений L_p в изломе при вязком разрушении –б.

Качественное влияние суммарной длины расщеплений в изломе на полную поглощенную энергию A_{Π} при вязком разрушении, полученную в эксперименте без учета температурного изменения предела текучести материала, показано на рисунке 3.5.6, б. Увеличение длины расщеплений до 70 мм (при 20-40 °С) в количественном выражении снижает полную поглощенную энергию A_{Π} на величину в среднем 3000 Дж, по сравнению со случаем полного отсутствия расщеплений (при 100 °С). Расщепления оказывают влияние только на энергию распространения A_R , а энергия зарождения A_3 от расщеплений в изломе не должна зависеть. Согласно 3.3 по выражению (3.3.6) оценим $A_3 \approx t \cdot (280 - 0,14 \cdot \sigma_Y)$ и приняв в качестве допущения, что она постоянна в диапазоне

температур представленных испытаний можно построить график влияния длины расщеплений на величину A_P – рисунок 3.5.6, б.

Для учета влияния расщеплений предлагается введение понятия «эффективной толщины» – t_{eff} . Тогда, в образце исходной толщины t с расщеплениями, работа распространения A_P может быть эквивалентна таковой в образце без расщеплений, но имеющего уменьшенную толщину t_{eff} . Так как выше была экспериментально получена близкая к линейной связь снижения A_P при увеличении суммарной длины расщеплений L_p , то искомая эффективная толщина может быть выражена в виде:

$$t_{eff} = t \cdot (1 - cL_p/(W - a)), \quad (3.5.1)$$

где c – числовой коэффициент.

По данным рассматриваемого эксперимента и согласно номограмме (рисунок 3.4.9) можно оценить уменьшение толщины образца с исходных $t = 27,7$ до $t_{eff} = 25,7$ мм, для эквивалентного снижения A_P (A_{II}) в абсолютном выражении на 3000 Дж. Исходя из этого, коэффициент c в выражении (3.5.1) должен быть $\approx 0,09$.

Следует отметить, что формула (3.5.1) получена на основе испытаний образцов только одной серии без варьирования их толщины, а суммарная длина расщеплений не превышала 74 мм. Подобранная для этих экспериментальных данных линейная аппроксимирующая зависимость даёт отрицательную оценку величины t_{eff} при $L_p \geq 778$ мм. Учитывая эти особенности, можно заключить, что полученное выражение обладает ограниченной применимостью и нуждается в уточнении и корректировке на основе дополнительных данных для различных толщин, категорий прочности сталей и диапазона величины L_p .

На рисунке 3.5.7 представлена номограмма, для оценки влияния увеличения суммарной длины расщеплений L_p [мм] на величину поглощенной энергии A_{II} , определяемой по выражению (3.4.9) для ограниченного диапазона толщин рассмотренной стали ($\sigma_Y = 570$ МПа, $\sigma_s = 660$ МПа, $\sigma_Y/\sigma_s = 0,86$) с учетом эффективной толщины t_{eff} – выражение (3.5.1, $c = 0,09$).

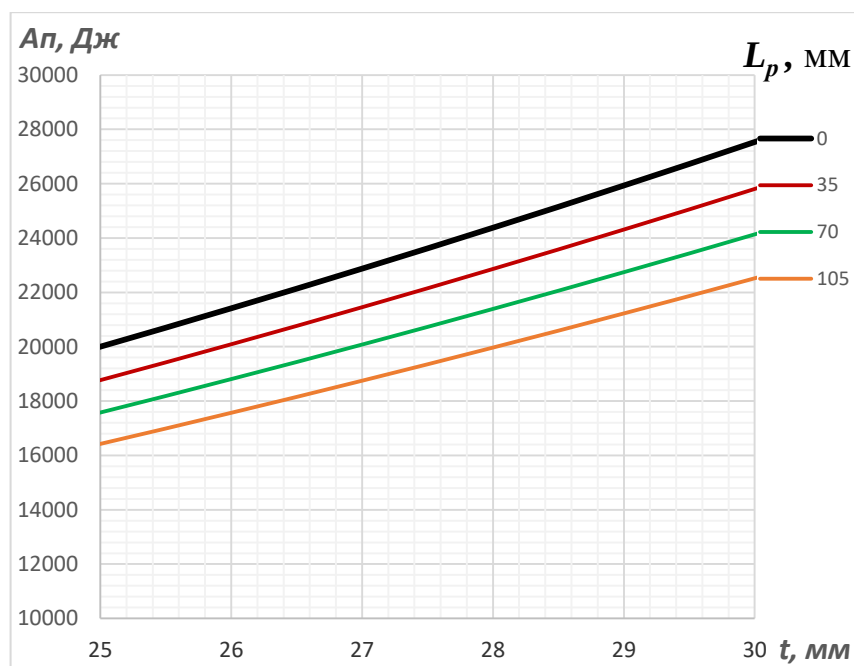


Рисунок 3.5.7 – Номограмма для оценки снижения A_p для ограниченного диапазона суммарной длины расщеплений L_p и исходных толщин ($\sigma_Y = 570 \text{ МПа}$; $\sigma_Y/\sigma_\theta = 0,86$).

3.6 Определение пластической деформации в изломе образцов *ИПГ* при различных механизмах разрушения и морфологических особенностях изломов

Для решения одной из основных задач работы — разработки требований к работе разрушения при *ИПГ*, необходима информация по предельной деформационной способности материалов на участках с различной морфологией изломов. Также она необходима для классификации отдельных видов разрушений и отнесения их к «хрупким» или «вязким» составляющим.

Для оценки достигаемой пластической деформации, соответствующей различным видам разрушения, был проведен эксперимент, который основывался на принимаемом допущении о том, что твердость коррелирует с интенсивностью деформации, равной осевой деформации при сжатии. Значения твердости HV5, измеренные вблизи поверхностей разрушения образцов *ИПГ*, сравнивались со значениями, полученными на

образцах из того же металла, которые предварительно подверглись деформации сжатия различной степени.

В качестве материала для исследований использовался прокат судостроительной стали марок F420^{arc} (толщина 25,5 мм) и F460^{arc} (толщина 26,0 мм) с фактическим пределом текучести для обоих материалов 506 МПа, и временным сопротивлением 560 и 593 МПа соответственно. Материалы имеют разные коэффициенты деформационного упрочнения n (0,145 и 0,095) и различную исходную твердость: 180 и 203 HV5, соответственно.

Первым этапом эксперимента было построение калибровочных кривых зависимости твердости от уровня деформации. Для этого из недеформированной части испытанных образцов *ИППГ* были вырезаны две серии образцов (из F420^{arc} и F460^{arc}) на сжатие в виде столбиков сечением 10×10 мм и высотой 20 мм, тип III по ГОСТ 25.503 [13]. Ориентация столбиков была выбрана таким образом, что сжатие происходило в направлении толщины листа. Полученные столбики были осаждены статическим сжатием до 10, 20, 30, 40 и 50 % от исходной высоты. Вид полученных деформированных заготовок представлен на рисунке 3.6.1.

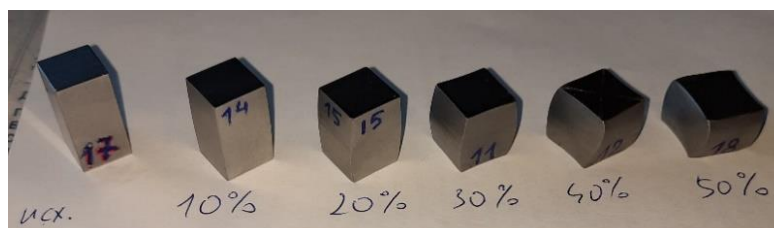


Рисунок 3.6.1 – Вид образцов после различной степени деформации сжатием.

После сжатия для каждого образца была определена фактически полученная истинная деформация: $\varepsilon_l = \ln(h_0/h_k)$, где h_0 и h_k – начальная и конечная высота образца соответственно.

Для измерения твердости выпуклые боковые грани были сошлифованы до параллельности сторон. Измерения твердости по Виккерсу HV5 выполнялись на двух взаимно перпендикулярных боковых гранях. Исходная твердость определялась на каждом образце до сжатия. Результаты измерений представлены таблице 3.6.1.

По результатам данных таблицы 3.6.1 были построены калибровочные кривые «Деформация» (ось X) – «Твердость» (ось Y), представленные на рисунке 3.6.2.

На рисунке 3.6.3 представлены зависимости прироста твердости при увеличении деформации. Установлено, что для исследуемых сталей F420 и F460 вне зависимости от исходного значения твердости, приращение твердости (с точностью до 5 единиц) является функцией от деформации.

Таблица 3.6.1 – Результаты определения твёрдости.

Марка стали	Исходная твердость HV5 ($\varepsilon = 0$)	Марк-ка	ε_l , %	Твердость HV5 (пов-ть 1)	Твердость HV5 (пов-ть 2)	Твердость HV5 (средняя по двум перпендикулярным поверхностям)
F420 ^{arc}	180,1	14	10,3	218,0	213,3	215,7
		15	21,3	226,7	232,3	229,5
		11	34,6	243,3	237,3	240,3
		12	48,0	246,0	246,7	246,3
		18	67,1	260,3	254,7	257,5
F460 ^{arc}	203,1	24	9,7	235,7	232,7	234,2
		25	22,2	250,3	240,0	245,2
		21	34,1	263,3	247,3	255,3
		26	50,0	262,0	256,7	259,3
		22	67,2	274,3	264,3	269,3

Примечание: каждое значение твердости является средним из трех измерений.

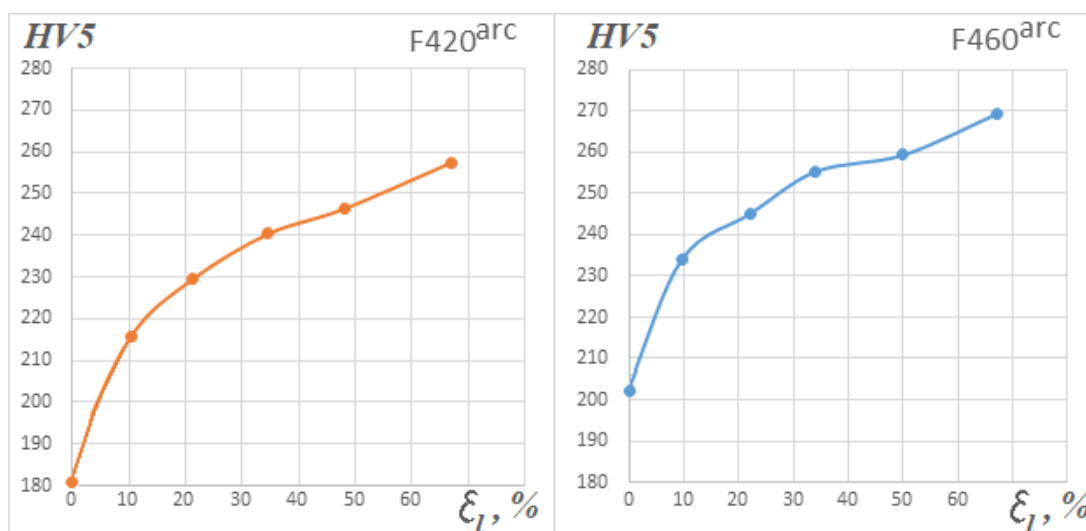


Рисунок 3.6.2 – Зависимость твердости от деформации для сталей F420^{arc} и F460^{arc}.

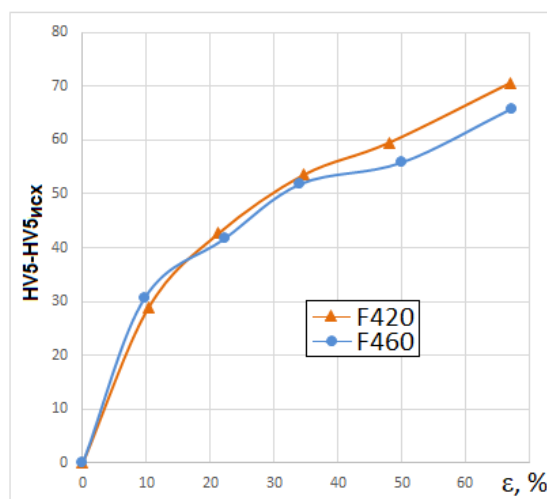


Рисунок 3.6.3 – Возрастание твердости у излома в зависимости от деформации.

Второй этап эксперимента заключался в измерении твёрдости по Виккерсу непосредственно под поверхностью разрушения на изломах образцов *ИПГ*, где находились интересующие морфологические составляющие. Для этого из испытанных образцов *ИПГ* были вырезаны поперечные шлифы (рисунки с 3.6.4 по 3.6.7).

Для определения максимальной деформации в изломе при полностью вязком разрушении были вырезаны шлифы № 6 и 9 (рисунок 3.6.4 (1) и (2) соответственно) из образцов из стали F420, имеющих полностью вязкий излом с расщеплениями.

Общие условные обозначения, используемые для рисунков с 3.6.4 по 3.6.7:

а – полностью вязкий излом; **б** – расщепление; **в** – «размерная стрелка»; **г** – участок «обратного излома»; **д** – губы среза; **е** – участок хрупкого излома.

Шлиф № 17 (F460, $T_{исп} = 20$ °C) был вырезан таким образом, чтобы замер твердости приходился на центральную часть участка «обратного излома», находящегося в нижней части излома, примыкающей к месту удара бойком – рисунок 3.6.5,з. Данный участок «обратного излома» располагался под углом около 45° к боковой поверхности образца и имел видимый кристаллический блеск. Из этого же образца был вырезан шлиф № 16, содержащий расположенную в средней по толщине части излома «размерную стрелку», имеющую внешние признаки кристаллического излома – рисунок 3.6.5, в.

Для определения деформации под участками хрупкого излома вырезались шлифы из образцов, имеющих участки кристалла как в виде пятен – рисунки 3.6.6 (1) и 3.6.7, так и в виде полосы, проходящей через всю высоту сечения – рисунок 3.6.6 (2).

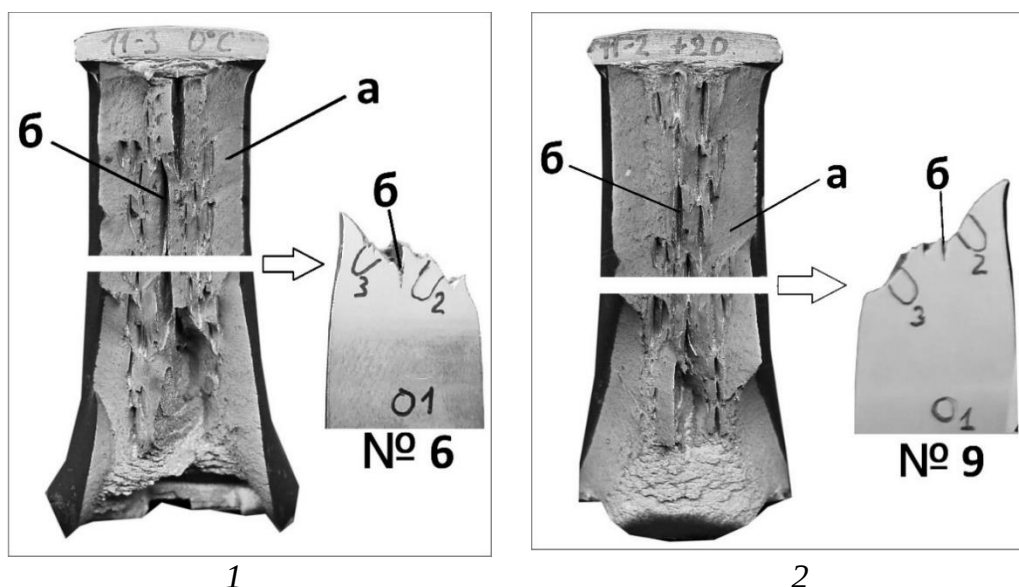


Рисунок 3.6.4 – Схема отбора шлифов для определения максимальной деформации в изломе при полностью вязком разрушении для стали F420.

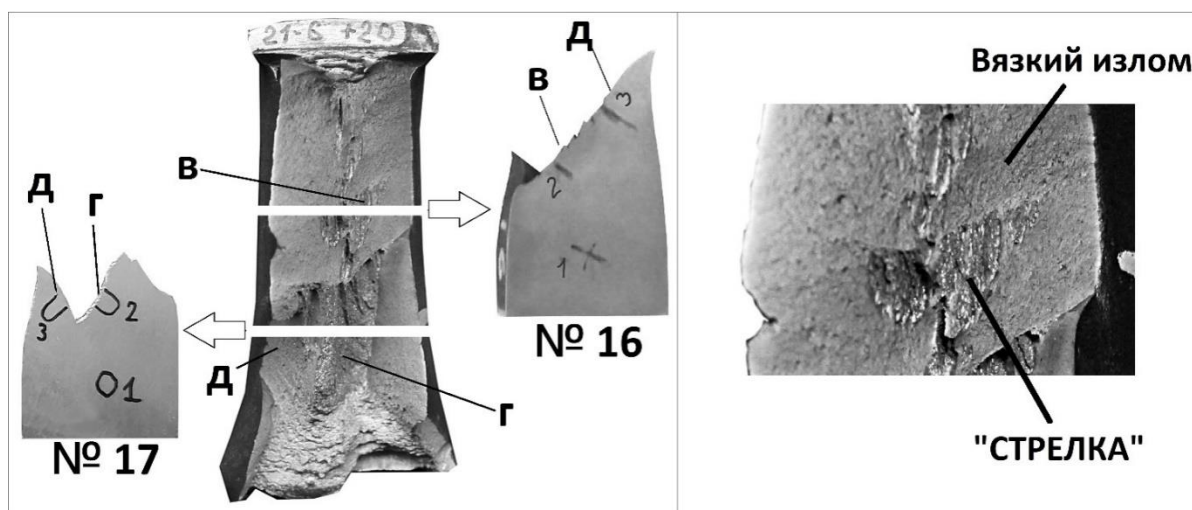


Рисунок 3.6.5 – Схема вырезки шлифов из излома содержащего участок «обратного излома» и «размерную стрелку».

Для шлифа № 11 хрупкий участок, проходящий через всю высоту сечения образца, располагался по углом 90° к боковой поверхности. Для шлифов №№ 3 и 14 участки хрупкого излома занимали примерно $2/3$ высоты нетто-сечения и располагались под углом около 25° к боковой поверхности образца.

После отбора шлифов на них также определялась твердость HV5 в трех зонах: зона «1» на удалении от излома (на расстоянии сопоставимом с толщиной образца), зоны «2» и «3» – у поверхности разрушения, непосредственно под интересующим фрагментом излома

с шагом 0,5 мм. После измерений твердости определялась степень деформации перед разрушением в различных целевых зонах на изломах образцов *ИПГ* с помощью сопоставления твердости, замеренной в этих зонах, с калибровочными кривыми (рисунок 3.6.2), полученными для соответствующих сталей. Результат представлен в таблицах 3.6.2 и 3.6.3.

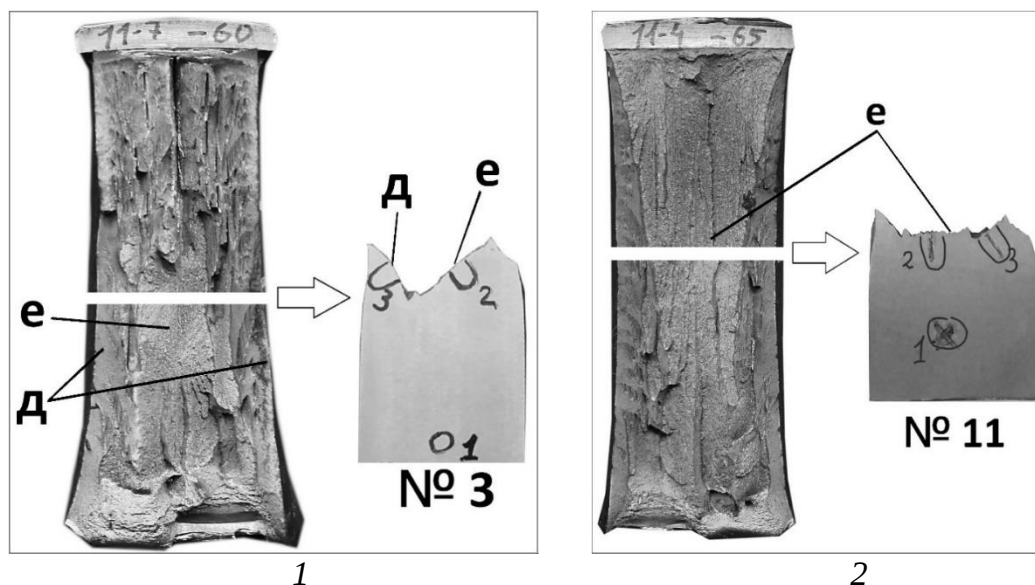


Рисунок 3.6.6 – Схема отбора шлифов для определения максимальной деформации под участками хрупкого излома проходящего через $2/3$ высоты образца (1) и через всё нетто-сечение (2) для стали F420.

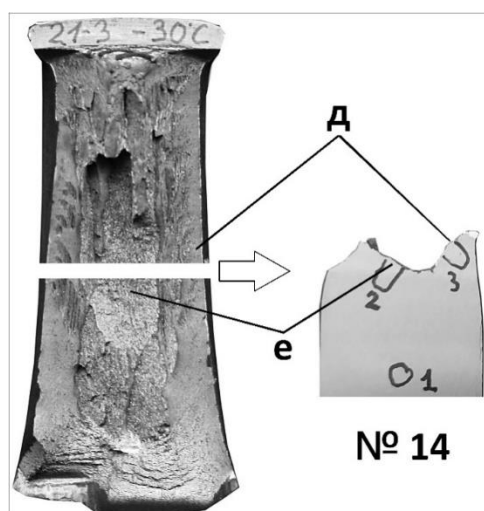


Рисунок 3.6.7 – Схема вырезки шлифа для определения деформации под участком хрупкого излома проходящего через $2/3$ высоты сечения для стали F460.

Таблица 3.6.2 – Результаты измерения твердости и соответствующая деформация

Зона замера твёрдости		Твердость HV5										Средняя твердость HV5	Соответствующая деформация по калибровочной кривой, %
Шлиф № 6 – (материал - F420, вид излома - вязкий)													
1	205	221	198	207	210						208	7	
2	258	261	255	249	247						254	68	
3	258	255	260	255	249						255	68	
Шлиф № 9 – (материал - F420, вид излома - вязкий)													
1	200	200	205	208	200						203	5	
2	254	252	251	260	260						255	62	
3	257	248	249	238	240						246	66	
Шлиф № 3 – (материал - F420, излом с хрупким участком)													
1	197	201	192	197	193						196	<5	
2	206	204	212	207	210						208	7	
3	247	241	237	233	241						240	48	
Шлиф № 11 (материал - F420, излом с хрупким участком)													
1	191	181	197	196							191	<5	
2	190	193	191	192	189	191	188	191			191	<5	
3	174	192	194	205	198	207	200	209			197	<5	
Шлиф № 16 (материал - F460, участок вязкого среза с «размерной стрелкой»)													
1	223	219	242	229							228	7	
2	255	251	242	240	244	244	240	245	242	242	245	45	
3	241	258	252	254	257	252	252	252	244	248	251	45	
Шлиф № 17 (материал - F460, участок «обратного излома»)													
1	247	237	242	247	244						243	<5	
2	230	222	219	221	212	221	222				221	21	
3	268	265	254	251	251	247	240				254	62	
Шлиф № 14 (материал - F460, излом с хрупким участком)													
1	208	207	206	217	213						210	<5	
2	206	209	210	213	203						208	<5	
3	221	218	218	218	227						220	5	
Примечание: точки замеров твердости слева направо удаляются от плоскости излома с шагом 0,5 мм.													

Таблица 3.6.3 – Результаты определения деформации, соответствующей определенному типу разрушения

Маркировка шлифа	Марка	T _{исп} , °C	A _л , Дж	Исследуемый вид разрушения	ε, %
№ 6	F420	0	19780	вязкое разрушение	68
№ 9		20	16540	вязкое разрушение	66
№ 3		−60	13500	участок хрупкого разрушения	7
				губа среза (вязкое разрушение)	48
№ 11		−65	2340	участок хрупкого разрушения	<5
№ 16	F460	20	23600	участок вязкого среза со «стрелкой»	45
№ 17				«обратный излом»	21
№ 14		−30	16530	участок хрупкого разрушения	<5

Участки шлифов, на которых определялась максимальная деформация при разрушении, были исследованы с помощью оптического микроскопа. Исходная микроструктура сталей F420 и F460 представляет собой феррито-бейнитную смесь, с характерными для ТМО полосами структурной неоднородности, направленными вдоль поверхности проката (на рисунке имеют вертикальную ориентацию) – рисунок 3.6.8, *а* и *б*. Данные фотографии сделаны на шлифах №№ 9 и 16 в зоне замера твердости «1», которая была удалена от поверхности излома на расстояние порядка толщины материала, и деформация по результатам замера твердости мала – не более 7 %.

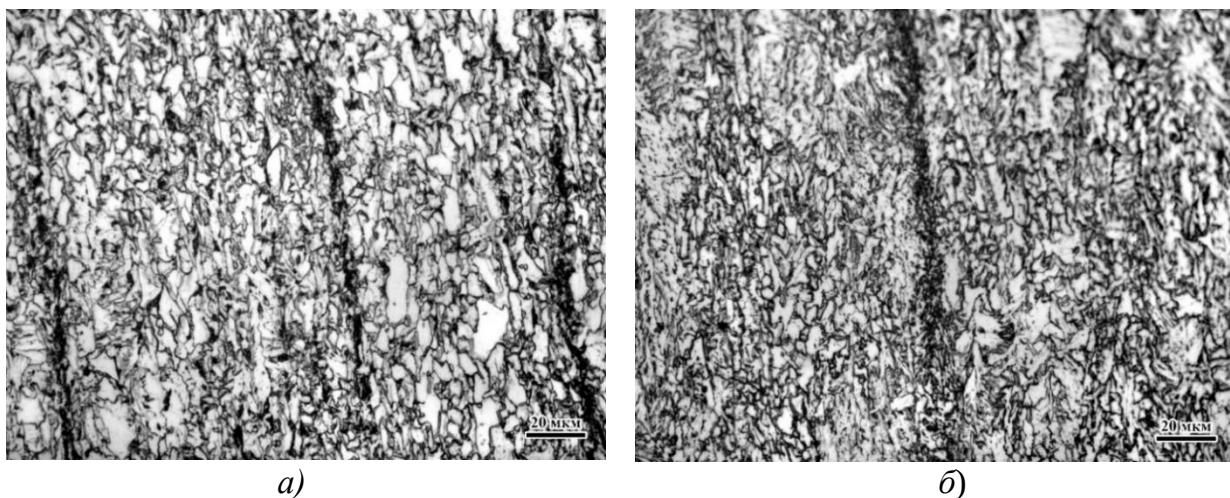
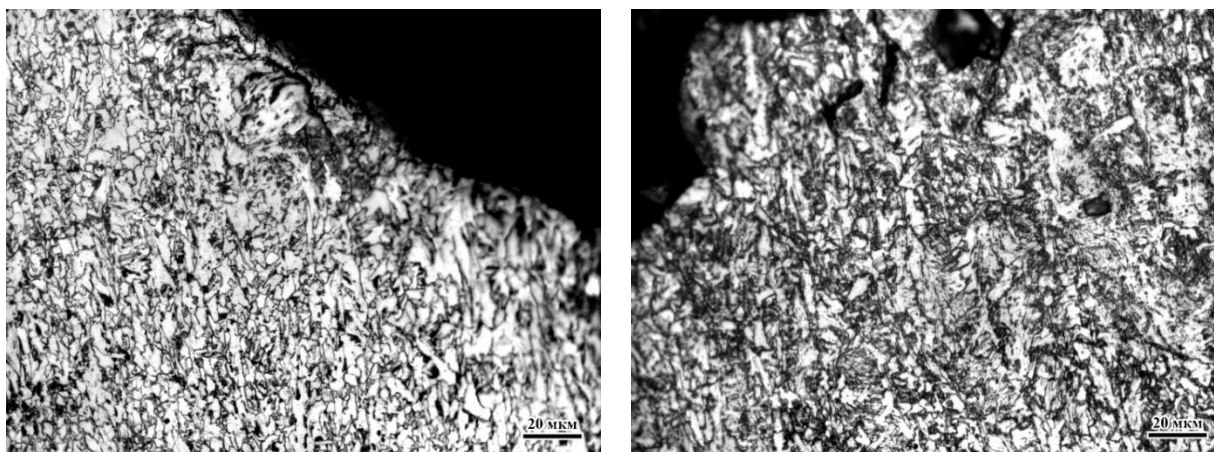


Рисунок 3.6.8 – Структура металла без следов пластической деформации в зоне, удаленной от излома: сталь F420, шлиф №9, зона 1, $\varepsilon < 7\%$ (*а*); сталь F460, шлиф №16, зона 1, $\varepsilon < 7\%$ (*б*).

Структура сталей под поверхностью разрушения по хрупкому механизму, как в случае практически полностью хрупкого излома (шлиф №11), так и в случае хрупкого пятна (шлиф №14) представлена на рисунке 3.6.9 (*а*) и (*б*). Структура не выявила признаков наличия пластической деформации, и по ориентации и форме зерен соответствует исходной – рисунок 3.6.8 (зона «1»).

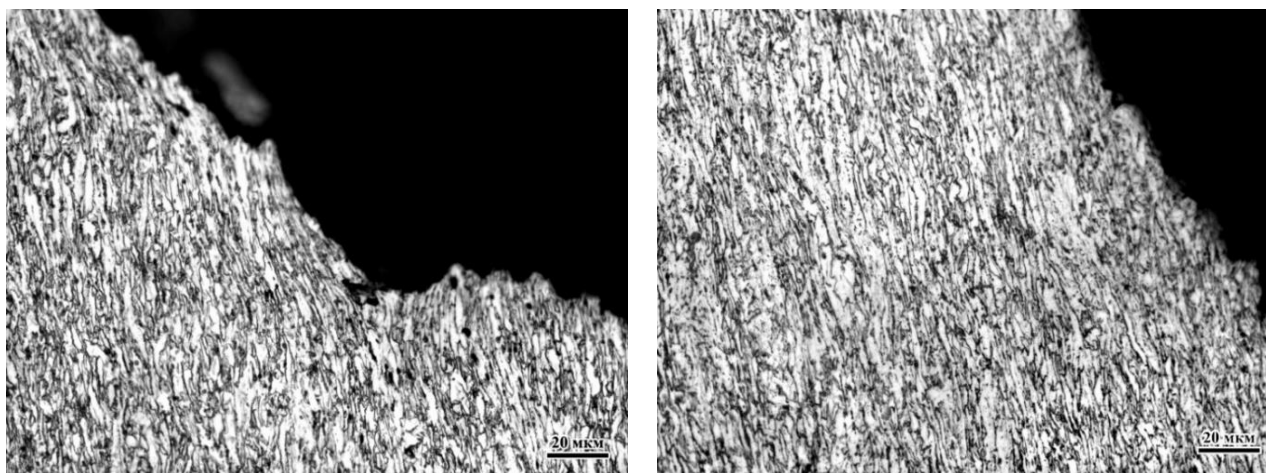
На рисунке 3.6.10 представлена структура металла под поверхностью вязкого излома. Отчетливо видно влияние на структуру пластической деформации, которая по результатам замеров твердости здесь достигает 66 %. Зёрна сильно вытянуты вдоль растягивающих напряжений (на рисунке ориентированы вертикально), возникающих в зоне шейки образца *ИПГ*.



a)

б)

Рисунок 3.6.9 – Структура металла без следов пластической деформации под поверхностью хрупкого излома: сталь F420, шлиф №11, зона 2, $\varepsilon < 5\%$ (a); сталь F460, шлиф №14, зона 2, $\varepsilon < 5\%$ (б).



a)

б)

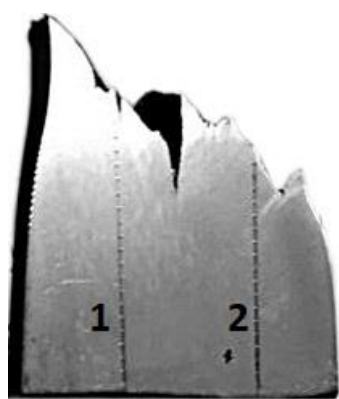
Рисунок 3.6.10 – Структура металла со следами пластической деформации под поверхностью вязкого излома: сталь F420, шлиф №9, зона 2, $\varepsilon \approx 66\%$ (a); сталь F460, шлиф №16, зона 3, $\varepsilon \approx 45\%$ (б).

Экспериментально установлено, что у поверхности полностью вязкого излома критическая деформация достигает 68 %. На расстоянии от излома порядка толщины – деформация менее 7 %.

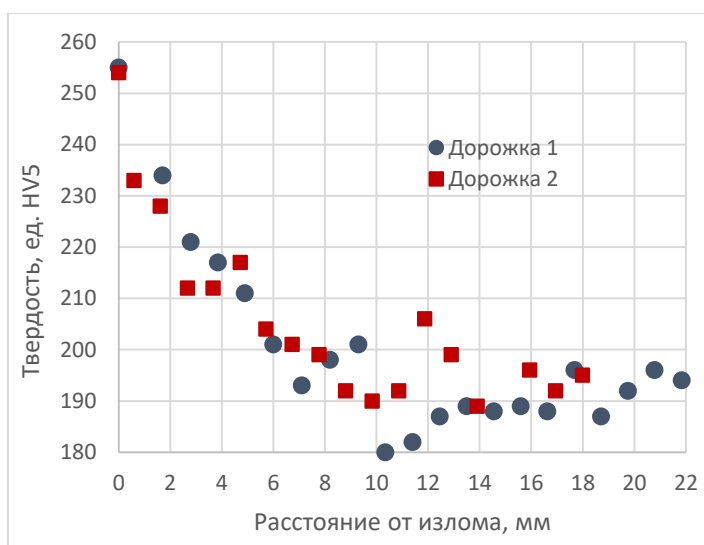
Использованная в настоящей работе зависимость A_p от квадрата толщины базировалась на исходном предположении о том, что при вязком разрушении реальное распределение деформации в образце может быть заменено на некоторую усредненную

деформацию в объеме материала с площадью основания $t \times t$ и высотой ($W-a$) – рисунок 3.4.3, раздел 3.4. Для проверки этого были проведены нижеследующие исследования.

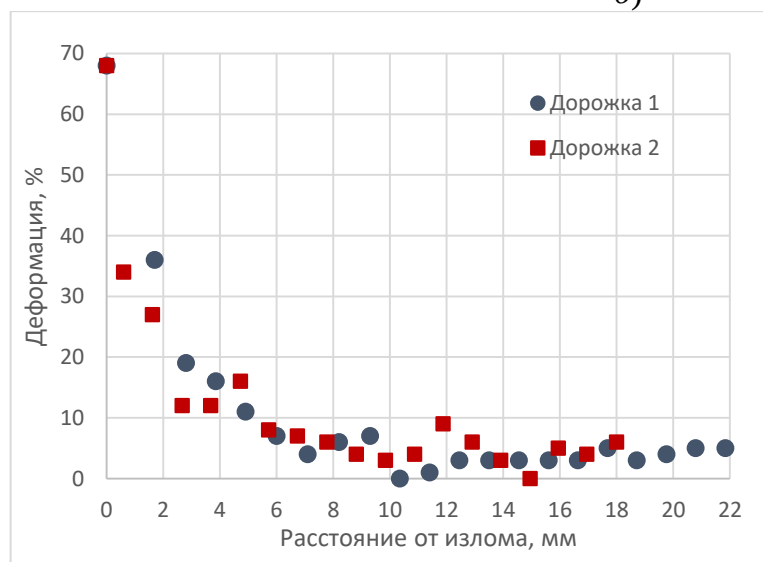
На шлифе № 6 (вязкий излом с максимальной деформацией у поверхности разрушения 68 %) были проведены измерения твердости HV5 по двум дорожкам от поверхности излома вглубь образца на расстояние, соответствующее толщине – рисунок 3.6.11, а. Соответствующие этому зависимости, по которым снижается твердость и соответственно деформация при удалении от излома в плоскости перпендикулярной плоскости надреза представлены на рисунке 3.6.11, б и в.



а)



б)



в)

Рисунок 3.6.11 – Вид шлифа № 6 с вязким изломом и дорожками определения твердости (а); изменение твердости HV5 при удалении от поверхности разрушения (б); изменение деформации при удалении от поверхности разрушения (в).

Металлографические исследования в зоне измерения максимальных деформаций, т.е. непосредственно у поверхности разрушения, представлены на рисунках 3.6.12, *а* и *б* и показывают значительную деформацию зерен, их вытянутость и ориентированность вдоль растягивающих напряжений. В то же время структура в зоне, имеющей по результатам замеров деформацию не более 7 %, выглядит достаточно равноосной с небольшой степенью вытянутости и ориентированности зерен в направлении проката (на рисунке вертикально) при ТМО – рисунок 3.6.12, *в*.

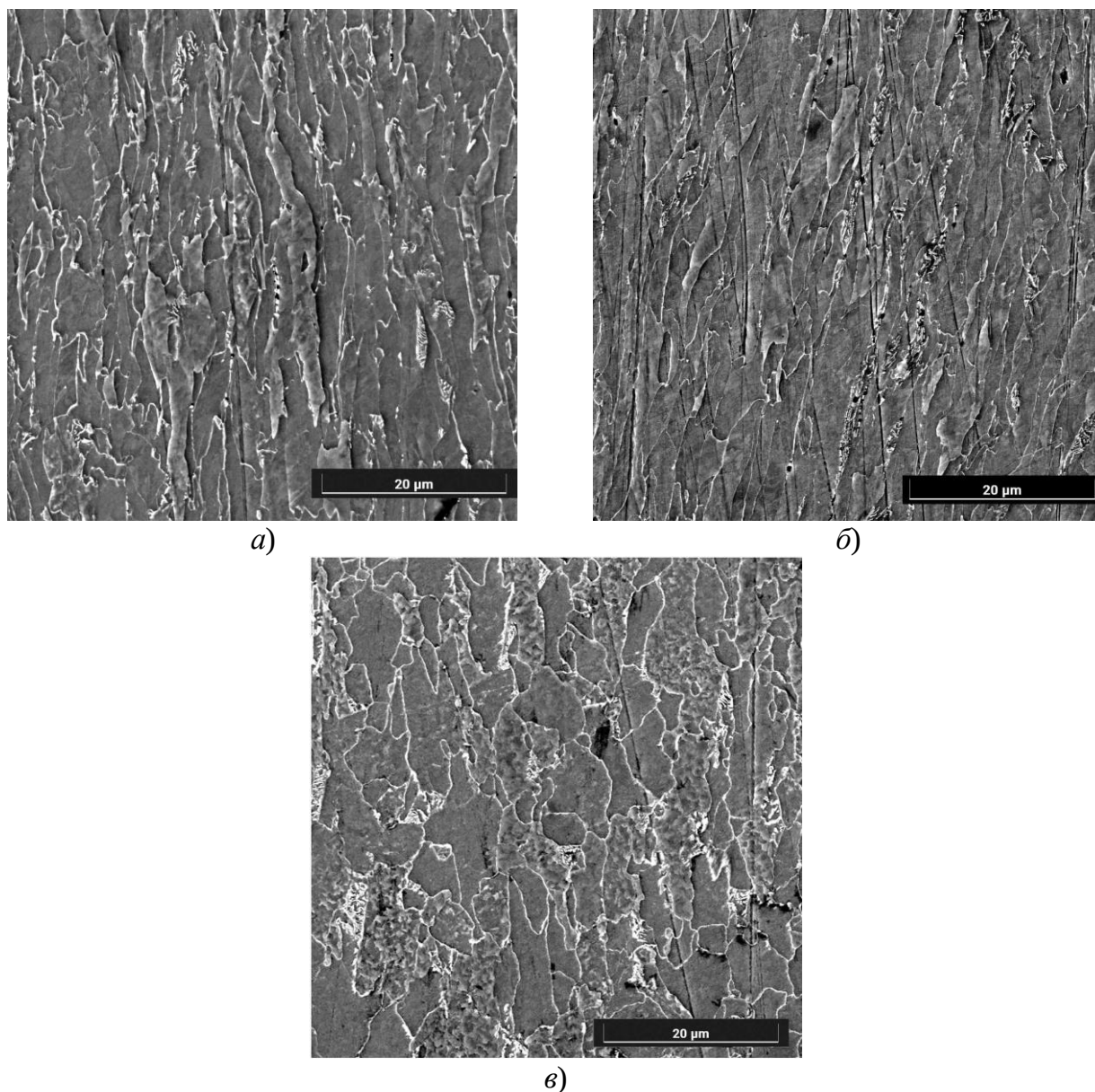


Рисунок 3.6.12 – Микроструктура шлифа №6: зоны выхода на поверхность излома измерительных дорожек 1 и 2, соответственно (*а*) и (*б*); зона, удаленная от излома на расстояние t (*в*).

По результатам замеров распределения деформаций (рисунок 3.6.11, в) установлено следующее:

- 1) максимальные деформации ε_{max} (до 0,68) локализованы в узкой (не более 1 мм) зоне у самой поверхности разрушения по типу среза и, вероятно, такие высокие значения соответствуют предельной деформационной способности металла в условиях чистого сдвига;
- 2) равномерная деформация на уровне 0,05-0,07 наблюдается на удалении порядка толщины t от излома;
- 3) «шейку» при вязком разрушении образца *ИПП* можно считать локализованной в зоне, ограниченной для исследуемой половинки образца удалением порядка $0,5t$ (10-12 мм) от излома, т.е. при рассмотрении целого образца, соответственно, площадью $t \times t$; средняя деформация в «шейке», согласно полученному распределению, составляет $\approx 0,17$.

Данная оценка справедлива для конкретного сечения шлифа № 6, который был вырезан на уровне середины высоты нетто-сечения (на удалении ≈ 35 мм от верхней поверхности образца). Очевидно, что распределение деформаций в других сечениях по высоте образца будут отличаться. Определенный по замерам твердости характер распределения деформаций в данном сечении согласуется с результатами численного моделирования МКЭ в работе [1] – рисунок 3.6.13 – сечение на высоте 30-40 мм, где по цветовому градиенту можно видеть, что максимальная деформация (значение которой не указано, но отмечается, что красный цвет соответствует деформации более 30 %) сохраняется только в тонком слое у излома и резко падает с удалением от него, аналогично зависимости, представленной на рисунке 3.6.11, в.

Для образца *ИПП*, из которого был вырезан данный шлиф, экспериментальное определение $E_{безр}^p$ дает величину равную 0.41, что вдвое больше средней деформации в шейке, определённой выше по замерам твердости. Это расхождение, очевидно, можно объяснить тем, что средняя деформация (0,17) определялась в одном сечении посредине высоты образца. В то же время, рисунок 3.6.13 показывает, что чем выше сечение, тем больше зона высоких деформаций. Следует учесть еще и тот факт, что достаточно большие деформации регистрируются по [1] и в объеме, большем чем $t \times t \times (W-a)$.

В случае хрупкого разрушения величина критической деформации $\varepsilon_{cr_brittle}$ была экспериментально определена на уровне менее 5 % (таблица 3.6.2). Для оценки удельной работы разрушения воспользуемся выражением (3.4.10). Тогда A_R для образца с полностью

хрупким разрушением будет составлять величину порядка нескольких сотен Дж, для нашего примера, при $\sigma_Y = 506$ МПа, $t = 25,5$ мм, $W-a = 70$ мм, $\omega \approx 5$ мм: $A_P \approx 230$ Дж. Таким образом, вкладом ее в энергоемкость разрушения можно пренебречь.

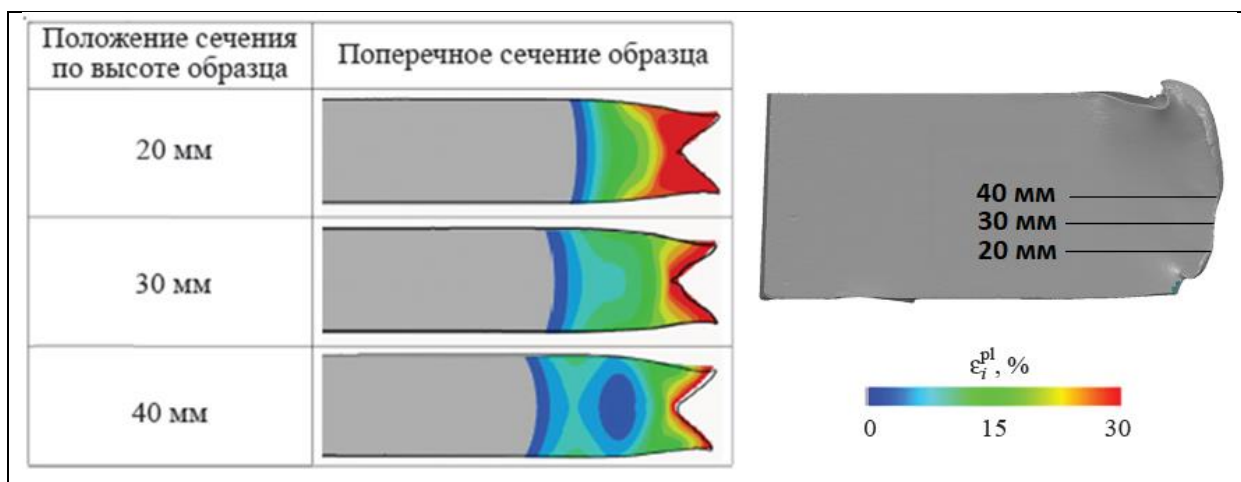


Рисунок 3.6.13 – Распределение деформации при *ИПГ* в поперечных сечениях по высоте полученное моделированием МКЭ [1].

Если идентификация кристаллического пятна с четкими краями, располагающегося преимущественно в плоскости надреза, обычно не вызывает сложностей при визуальной оценке изломов *ИПГ*, то такая морфологическая составляющая, как «размерная стрелка», является спорным моментом – рисунок 3.6.14. На сегодняшний день, согласно обновленной редакции ГОСТ 30456 необходимо «размерную стрелку», располагающуюся в средней по толщине части излома относить к хрупкой составляющей с коэффициентом значимости 0,5 (т.е. за площадь хрупкого участка принимается половина площади занимаемой стрелкой).

При фронтальном взгляде на излом «размерная стрелка» представляется чередующимися полосами с матовой поверхностью, визуально напоминающей волокнистый излом, и полосами с внешними признаками кристаллического излома (блестящая зернистая поверхность). При детальном рассмотрении видно, что последние лежат в плоскостях, параллельных боковой поверхности образца – рисунок 3.6.14, б и в.

Каждая такая «кристаллическая» поверхность является по сути одной из стенок расщепления в *Z*-направлении, таким образом, «размерная стрелка» представляет собой серию мелких близко расположенных расщеплений. Перемычки между расщеплениями срезаются по вязкому механизму, а вторая стенка каждого расщепления целиком остается на другой половине излома, тем самым полностью оголяя участки блестящей поверхности

в направлении толщины. Такая особенность и обуславливает внешний вид «стрелки» в отличие от классического расщепления – см. рисунок 3.6.15.

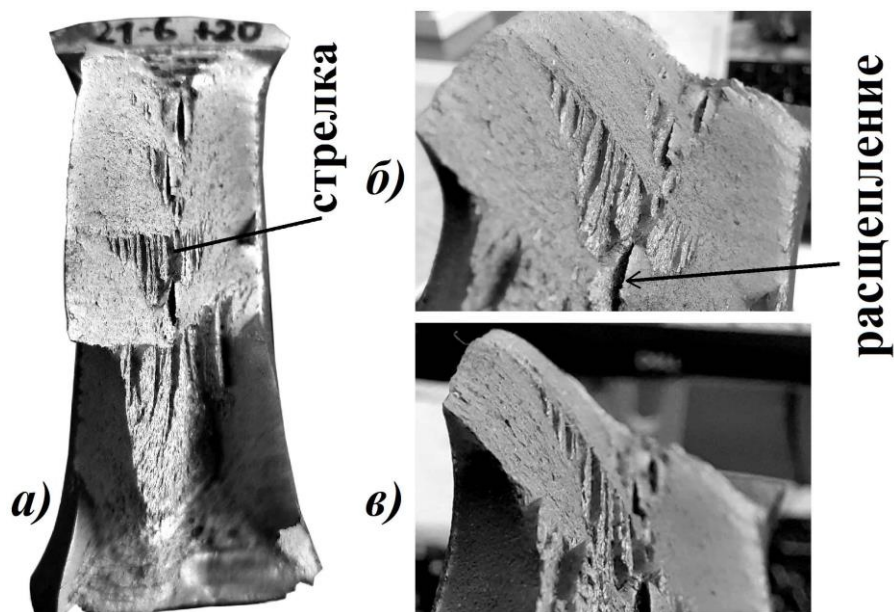


Рисунок 3.6.14 – Внешний вид расположенной в средней по толщине части излома «размерной стрелки»: фронтальный вид (а); вид вдоль излома (б) и (в).

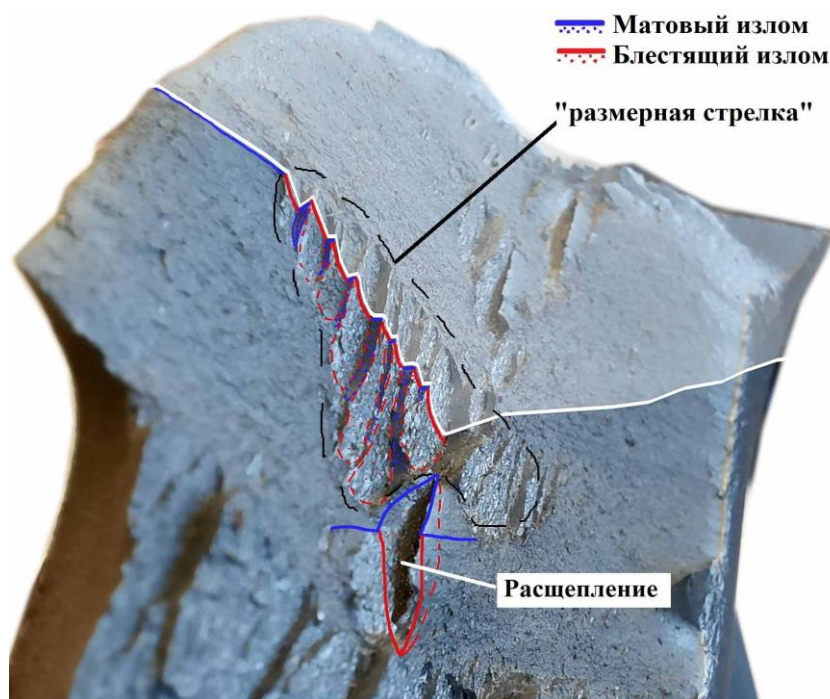


Рисунок 3.6.15 – Схема образования «размерной стрелки» в средней по толщине части излома.

По результатам замеров деформации в изломе для шлифа № 16 (таблица 3.6.2) установлено, что деформация в центральной части излома непосредственно под «стрелкой»

соответствует по величине деформации, определенной ближе к краю губы среза, где излом полностью волокнистый без «размерных стрелок», и составляет для данного образца $\approx 45\%$. Такая высокая степень деформации свидетельствует о том, что такие «размерные стрелки» по сути не являются участками хрупкого излома, для которого в свою очередь была получена деформация менее 5% .

Согласно фактографическим исследованиям, проведенным на растровом электронном микроскопе (РЭМ) [5], в «размерной стрелке», располагающейся в средней части излома, для поверхностей с кристаллическим блеском, расположенных в плоскостях расщеплений, характерным видом разрушения является квазискол (рисунок 3.6.16, в). Для «размерных стрелок», располагающихся на губах среза (рисунок 3.6.16, б), характерно вязкое транскристаллитное разрушение. В обоих случаях присутствует вязкий срез либо расщепление по межфазным границам. Аналогичные результаты фактографического исследования «размерных стрелок» зафиксированы в работе [118].

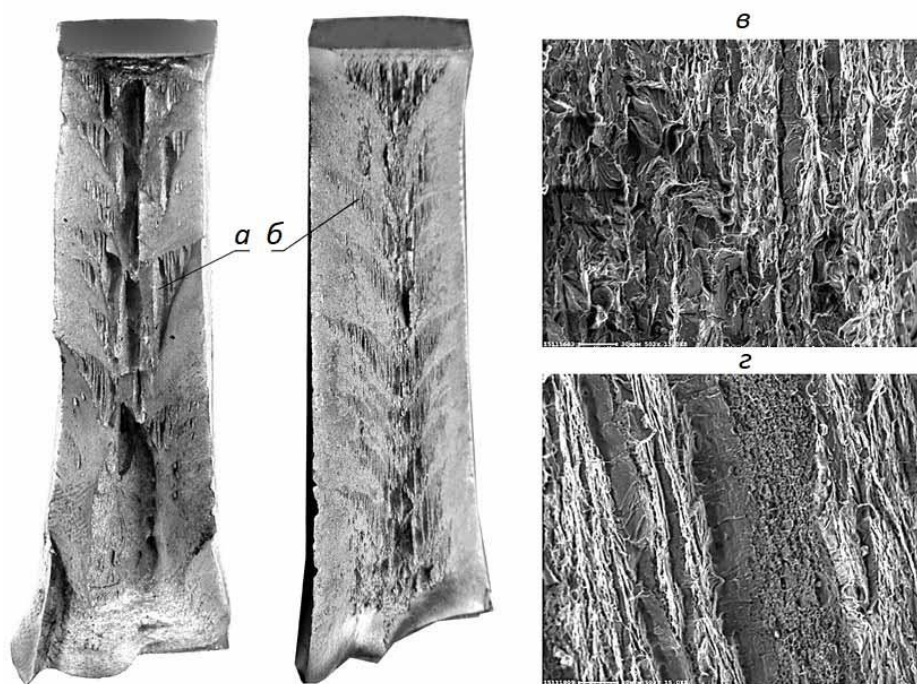


Рисунок 3.6.16 – Особенности разрушения образцов из стали ТМО: «размерные стрелки» в средней части –(а) и на губах среза –(б); участки квазискола (в); участок вязкой прослойки (з) [5].

Подводя итог, можно сказать, что «размерные стрелки» не содержат в себе участков хрупкого разрушения, расположенных в плоскости излома, а представляют

собой серию мелких близко расположенных расщеплений. Участки отрыва в этих расщеплениях располагаются обычным для сталей ТМО образом – в плоскостях, параллельных поверхности проката. В результате этого формируется определённый рисунок, визуально воспринимаемый как черед матовых и блестящих полосок. «Размерные стрелки» появляются на фоне вязкого излома, которому, как было установлено экспериментально, предшествуют большие пластические деформации перед разрушением.

Исходя из предложенной на рисунке 3.2.6,б схеме формирования изломов с расщеплениями, можно сказать, что появление последних является признаком переходного состояния материала от вязкого к хрупкому с понижением температуры. В свою очередь, для сталей ТМО по температурным рамкам этот переходный интервал может быть весьма широк и составлять до 60° . Поэтому стрелки не являются участками излома, разрушающимися непосредственно по хрупкому механизму, но свидетельствуют о переходном от вязкого к хрупкому состоянию материала. Также они, представляя собой расщепления, снижают энергоемкость разрушения. Напрямую экспериментально влияние непосредственно «размерных стрелок» на A_P в настоящей работе не проверялось ввиду практической невозможности получения для одного материала излома со стрелками и без них, при условии отсутствия каких-либо других факторов, влияющих на результат испытания, например, тех же расщеплений. Учитывая вышесказанное и результаты измерения деформации под «размерной стрелкой», располагающейся в средней по толщине части излома, можно заключить, что оценка таких участков по ГОСТ 30456 как «полухрупкого» участка излома достаточно корректна.

Выводы по главе 3

1. Экспериментально получены температурные зависимости вида излома и поглощённой при *ИПГ* энергии A_P для трубных и судостроительных сталей для толщин образцов от 14 до 40 мм с диапазоном пределов текучести от 506 до 805 МПа. В целом для сталей ТМО, имеющих в изломе расщепления, температурный диапазон вязко-

хрупкого перехода, определяемый по виду излома, может составлять до 60 градусов и не иметь резко очерченной границы. Для сталей 3+О, имеющих гомогенный излом без расщеплений, такой диапазон обычно локализован в пределах 20 градусов. Экспериментально определенная величина A_{II} во всех случаях коррелирует с процентом кристаллической составляющей в изломе, снижаясь пропорционально его увеличению.

2. Безразмерный параметр $E_{\text{безр}}^P = f(\sigma_Y, \varepsilon_{\text{равн}})$ учитывает толщину образца и отражает эффективную деформационную способность материала перед разрушением, и по величине коррелирует с экспериментально определяемой средней деформации в т.н. «зоне процесса». С повышением прочностных характеристик материала и отношения σ_Y/σ_B наблюдается снижение $E_{\text{безр}}^P$. Такое регистрируемое снижение «эффективной» пластической деформации обусловлено более ранней локализацией максимальных деформаций.

3. Установлено, что расходуемая на зарождение трещины энергия A_3 пропорциональна толщине образца, а энергия, затрачиваемая на распространение трещины при полностью вязком механизме разрушения – A_P , пропорциональна квадрату толщины. Для исследуемого класса сталей экспериментально установлена связь A_P с характеристиками материала, и при полностью вязком разрушении:

$A_P \approx 2,4 \cdot 10^{-3} \cdot \sigma_Y \cdot t^2 (W - a) \left(1 - \frac{\sigma_Y}{\sigma_B}\right)^{0.68}$, где толщина образца t и высота нетто-сечения $(W-a)$ в [мм], а σ_Y в [МПа].

4. При хрупком разрушении $A_P \approx 10^{-3} t (W - a) \omega \sigma_Y \varepsilon_{cr_brittle}$, [Дж, мм, МПа], где ω – толщина деформируемого слоя. Измеренные уровни деформации $\varepsilon_{cr_brittle}$ под поверхностями участков хрупких разрушений приводят к оценке A_P порядка 250 Дж при толщине образца 26 мм, таким образом, энергоемкость распространения хрупкой трещины пренебрежимо мала, и вкладом ее в энергоемкость разрушения образца при анализе разрушений в области вязко-хрупкого перехода можно пренебречь.

5. Характерные для сталей ТМО расщепления снижают энергоемкость разрушения, при этом экспериментально установлена близкая к линейной связь суммарной длины расщеплений L_P с величиной A_P . Оценить количественное снижение последней, при наличии расщеплений длиной L_P , можно воспользовавшись введенным понятием «эффективной толщины» t_{eff} . Энергоёмкость разрушения для образца толщиной t с расщеплениями суммарной длиной L_P будет эквивалента таковой, для

образца без расщеплений, но меньшей «эффективной толщины»: $t_{eff} = t \cdot (1 - 0,09 \cdot L_p / (W - a))$.

6. По результатам экспериментального определенного распределения деформаций в изломе *ИПГ* установлено: деформация, соответствующая распространению хрупкого разрушения отрывом, составляет не более 0,05; максимальная деформация при полностью вязком разрушении может достигать 0,68, но такие высокие значения локализованы лишь в очень узкой (не более 1 мм) зоне у поверхности разрушения; средняя деформация в «шейке» образца *ИПГ* на уровне 0,17.

7. Морфологическая составляющая излома *ИПГ* типа «размерная стрелка», располагающаяся в средней по толщине части излома, не является участком хрупкого разрушения, но свидетельствует о переходном состоянии склонного к расщеплениям материала. Она образуется на участке вязкого разрушения, имеющем по фактическим замерам максимальную пластическую деформацию, соответствующую по величине таковой при вязком срезе (для исследуемых образцов от 0,45 до 0,68).

8. По результатам анализа морфологических участков излома со спорной трактовкой («размерные стрелки», «обратный излом») наличие под этими участками значительных пластических деформаций позволяет считать, что регистрация работы разрушения дает более объективную информацию о характере разрушения, чем субъективное отнесение их однозначно либо к хрупкому, либо к вязкому разрушениям.

9. Предложенный безразмерный параметр $E_{безр}^P$, определяемый по результатам *ИПГ*, коррелирует с результатами определения работы разрушения при полигонных испытаниях труб, таким образом, испытания стандартных проб *ИПГ* дают возможность оценивать энергоемкость разрушения труб.

Глава 4 Определение критического угла раскрытия трещины как характеристики энергоемкости вязкого разрушения

4.1 Способы расчетного определения критического угла раскрытия трещины *СТОА* при инструментированных испытаниях *ИПГ*

В литературе описан способ определения параметра *СТОА* при инструментированных испытаниях *ИПГ*, известный как метод «двух образцов» (*TSCT – Two Specimen CTOA Test*) [98, 111]. В этом методе предлагается использование двух образцов *ИПГ*, имеющих разную высоту (W), и, соответственно, разное нетто-сечение ($W-a$). Критический угол раскрытия в вершине трещины в градусах определяется по формуле [111]

$$(CTOA)_c = \frac{180}{\pi} (2571) \frac{W_{pl}}{\sigma_{od}}, \quad (4.1.1)$$

где W_{pl} – плотность работы пластического деформирования [Дж/мм³] при разрушении, $\sigma_{od} = 0,65 (\sigma_Y + \sigma_B)$ [МПа] – аналог величины σ_{flow} при динамическом нагружении.

Работа пластического деформирования, в свою очередь, связана с удельной работой разрушения и работой образования новых поверхностей следующим соотношением [111]

$$\frac{A_{II}}{S} = R_c + W_{pl} (W - a), \quad (4.1.2)$$

где A_{II} – поглощённая энергия при разрушении образца [Дж]; S – площадь нетто-сечения образца [мм²]; R_c – работа образования новых поверхностей [Дж/мм²].

Согласно [111], величина W_{pl} может быть определена как тангенс угла наклона прямой, проведенной через две точки, представляющие собой удельные энергии разрушения образцов двух разных высот в координатах: « $W-a$ » [мм] – « A_{II}/S » [Дж/мм²], как показано на рисунке 4.1.1.

Таким образом, в описанном выше методе «двух образцов» используется связь параметра *СТОА* с работой пластического деформирования. Для выделения последней из общей энергии разрушения образца используются образцы разной нетто-высоты с разностью, равной $\Delta_{(1-2)} = (W_1 - a) - (W_2 - a)$. Здесь используется допущение, что разница

измеренной энергии разрушения для двух образцов разной нетто-высоты будет представлять из себя работу пластического деформирования при прохождении трещиной отрезка $\Delta_{(1-2)}$, при этом удастся исключить работу образования новых поверхностей при зарождении трещины.

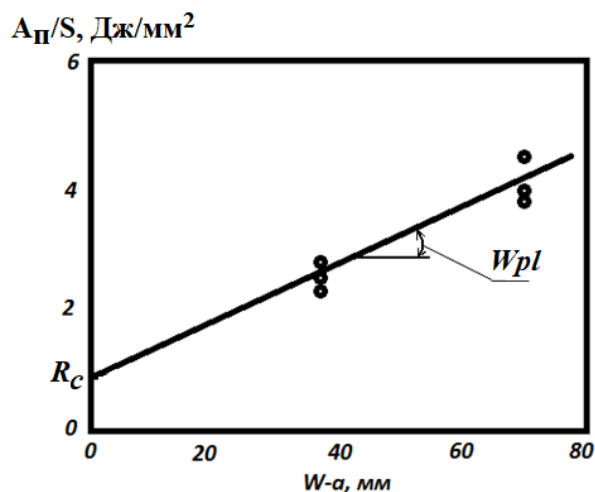


Рисунок 4.1.1 – Определение W_{pl} с помощью образцов ИППГ с разной высотой нетто-сечения ($W-a$) = 38 и 66 мм [111].

В настоящей работе использовался иной метод расчетного определения $СТОА$ при испытаниях ИППГ. Параметр $СТОА$ может быть связан с величиной энергии распространения трещины A_R , исходя из предположения о постоянстве коэффициента поворота r' при росте трещины. Под этой величиной, как и при испытаниях на статическую трещиностойкость, понимают отношение расстояния от вершины трещины до центра поворота сечений образца, параллельных плоскости трещины, к текущей нетто-высоте образца ($W-a$) – рисунок 4.1.2.

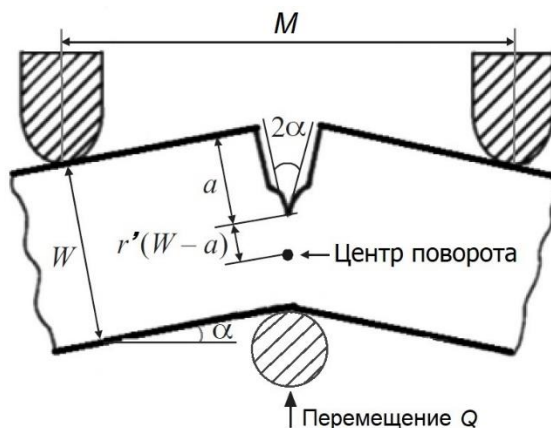


Рисунок 4.1.2 – Схема испытаний на трехточечный изгиб для определения критического угла раскрытия трещины $СТОА$.

Если нагрузка на образец соответствует несущей способности, определяемой предельными нагрузками в нетто-сечении, то можно принять, что текущее значение нагрузки при росте трещины однозначно определяется квадратом нетто-сечения ($W-a$). Тогда при подросте трещины имеем

$$\frac{dP}{da} = -\frac{2P}{(W-a)}. \quad (4.1.3)$$

Определим далее $CTOA$ как отношение δ/a , где δ – раскрытие трещины на поверхности образца. Тогда $da = d\delta/CTOA$ и получим:

$$\frac{dP}{P} = -\frac{2d\delta}{CTOA(W-a)} \quad (4.1.4)$$

Теперь учтем, что угол отклонения плоскости образца при прогибе от прямой линии равен $\alpha = 2Q/M$, где Q – прогиб, а M – расстояние между опорами (рисунок 4.1.2). Этот угол вдвое меньше, чем угол раскрытия вершины трещины, определенный через центр поворота:

$$\frac{4Q}{M} = \frac{\delta}{r'(W-a)} \quad (4.1.5)$$

и

$$d\delta = \frac{4dQ \cdot r'(W-a)}{M}. \quad (4.1.6)$$

Тогда из уравнений (4.1.4) и (4.1.6) получаем дифференциальное уравнение

$$\frac{dP}{P} = -\frac{8r'dQ}{M \cdot CTOA} \quad (4.1.7)$$

и при граничных условиях $P = P_{max}$, и $Q = Q_{max}$ решение его получим в следующем виде:

$$\ln \frac{P}{P_{max}} = -\frac{8r'}{CTOA} \cdot \frac{Q-Q_{max}}{M}. \quad (4.1.8)$$

Определим работу при продвижении трещины на величину da (на единицу толщины) через работу распространения трещины в образце $ИПГ$ как: $dA_P = P(a)dQ$. Из уравнения (4.1.7) следует:

$$dA_P = -\frac{M \cdot CTOA \cdot dP}{8r'}. \quad (4.1.9)$$

Связывая dP и da , получим:

$$dP = -\frac{2P(a)}{(W-a)} da \quad (4.1.10)$$

$$\text{и} \quad \frac{dA_P}{da} = \frac{M \cdot CTOA \cdot 2P(a)}{8r'(W-a)} \quad (4.1.11)$$

Используя зависимость $P(a)$ для условия «пластического шарнира» – предельной несущей способности образца в виде:

$$\frac{PM}{4} = n \frac{\sigma_{0.2}(W-a)^2 t}{4}, \quad (4.1.12)$$

где n – безразмерный коэффициент, принимающий значения 1,0 для ПНС и 1,3...1,4 для ПД, получим

$$\frac{dA_P}{da} = n \frac{CTOA \cdot \sigma_{0.2}(W-a)t}{4r'}, \quad (4.1.13)$$

откуда

$$A_P = \int_{a_0}^{a_K} (W-a) da \cdot n \cdot CTOA \cdot \sigma_{0.2} \cdot \frac{t}{4r'} = [(W-a_0)^2 - (W-a_K)^2] \cdot \frac{n \cdot \sigma_{0.2} CTOA}{8r'} \cdot t. \quad (4.1.14)$$

Считая, что полная работа разрушения соответствует условию $a_K = W$, и воспользовавшись принятым выше значением коэффициента перехода от статического к динамическому пределу текучести $\sigma_{ТД} = 1,33\sigma_Y$, получим:

$$CTOA[^\circ] = \frac{180}{\pi} \cdot \frac{8r' \cdot A_P}{(W-a_0)^2 \cdot t \cdot n \cdot \sigma_{ТД}} \cdot 10^3 =$$

$$344,8 \cdot 10^3 \frac{r' \cdot A_P}{(W-a)^2 \cdot t \cdot n \cdot \sigma_Y} \quad [\text{Дж, мм, МПа}], \quad (4.1.15)$$

где для числовых коэффициентов r' и n требуется выбор конкретных значений, рассматриваемый в 4.2.

Полученная формула (4.1.15) по сути аналогична известному в литературе выражению (4.1.1) с точностью до числовых коэффициентов, которые полностью совпадают при выборе для (4.1.15): $n = 1,40$ и $r' = 0,45$. Действительно, пренебрегая работой образования новых поверхностей R_c в выражении (4.1.2), подставляя выраженную из последнего поглощённую энергию A_{II} в (4.1.1) и заменяя предел текучести в (4.1.15) его динамическим эквивалентом, получим:

$$(CTOA)_C = \frac{180}{\pi} (2571) \frac{A_{II}}{(W-a)^2 t \cdot \sigma_{od}}. \quad (4.1.16)$$

4.2 Экспериментальное определение параметра $CTOA$ при инструментированных испытаниях $ИПГ$. Сопоставление результатов определения $CTOA$ при статическом и динамическом нагружении

В данном разделе представлены результаты определения параметра $CTOA$ различными методами: 1) экспериментальное определение при квазистатическом нагружении на образцах типа SENB увеличенной высоты: $W=4,5t$, полученное Гусевым М.А. и др. в работах [11, 27] – далее $CTOA_{SENB}^{stat}$; 2) экспериментальное определение при квазистатическом нагружении на образцах $ИПГ$ – далее $CTOA_{ИПГ}^{stat}$; 3) расчётное определение по выражению (4.1.15) по результатам определения поглощённой энергии при динамических испытаниях образцов $ИПГ$ – далее $CTOA_{ИПГ}^{din}$.

В методе «1» $CTOA$ находился несколькими способами: измерениями на боковых поверхностях образцов; на шлифах, вырезаемых из испытанных образцов; методом обработки диаграмм деформирования по формуле (4.1.8) [11, 27]. Было получено, что для материала толщиной 27 мм (сталь марки К65), и температур испытания 20 и минус 20 °С значение $CTOA$, определённого методом обработки диаграмм деформирования (выражение 1.20 гл. 1), в среднем равны соответственно 17,2 и 11°. Соответствующие значение $CTOA$, измеренные на поверхности, оказываются большими и составляют в среднем 23,6 и 17,6° (таблица 4.2.1); таким образом эффект туннелирования трещины в срединном сечении образца при такой толщине может быть значительным (рисунок 4.2.1). Определённое значение $CTOA_c$ в сечении посередине толщины в два раза меньше, чем на поверхности. Таким образом, учитывая эффект туннелирования трещины, использование параметра $CTOA_c$, определяемого визуальными методами на поверхности, является необоснованным. Вероятно, такой метод мог бы применяться, но потребуются дополнительные исследования, позволяющие эмпирически установить и подтвердить связь величин $CTOA$ на поверхности и в глубине, для различных категорий прочности сталей, толщин и скоростей распространения трещин. Поэтому, чтобы исключить влияние фактора туннелирования, далее по тексту под обозначением $CTOA_{SENB}^{stat}$ будет пониматься угол, определённый по диаграмме деформирования, представляющий его интегральную оценку по всей толщине сечения.

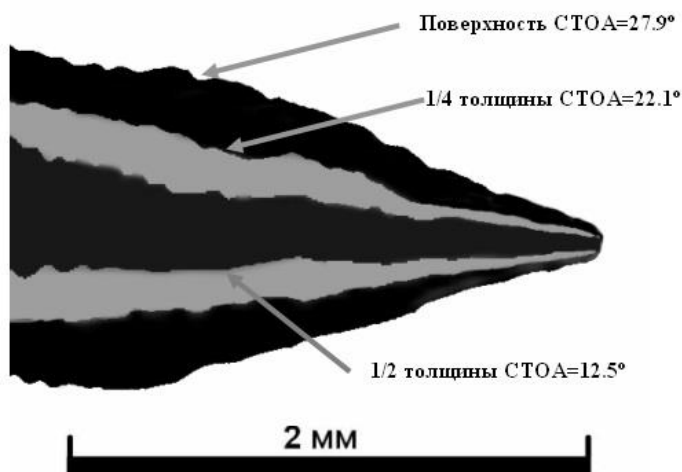


Рисунок 4.2.1 – Распределение $СТОА_c$ по толщине образца из трубы категории прочности К65 с толщиной стенки 27 мм при 20 °С [11].

В методе «2» были использованы образцы *ИПГ* (стандартной высоты 75 мм), выполненные из стали 09ХНЗМД полной толщины 30 мм и состроганные до 15 мм. Образцы нагружались статически со скоростью перемещения ножа, равной 0,2 мм/с. Геометрические параметры схемы нагружения (межосевое расстояние опор и радиусы опор/ножа) соответствовали схеме *ИПГ* – рисунок 4.2.2.

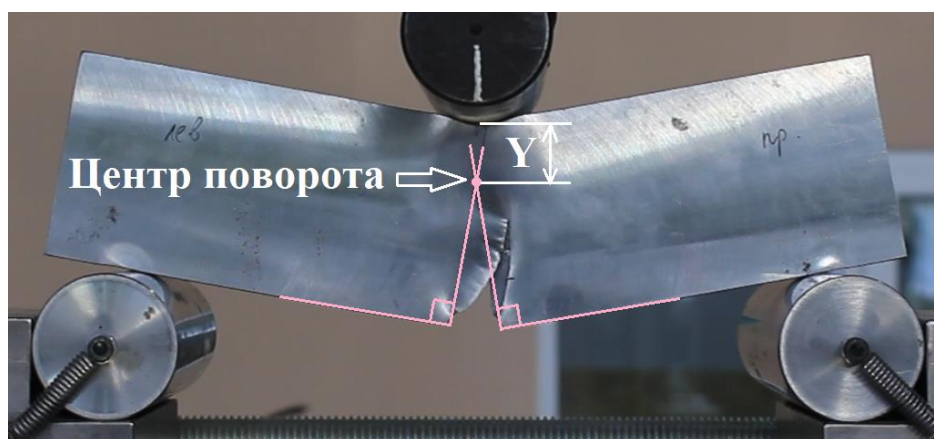


Рисунок 4.2.2 – Схема статических испытаний образцов *ИПГ* и определения коэффициента поворота r' .

В процессе испытаний были получены диаграммы «нагрузка-перемещение», которые представлены на рисунке 4.2.3.

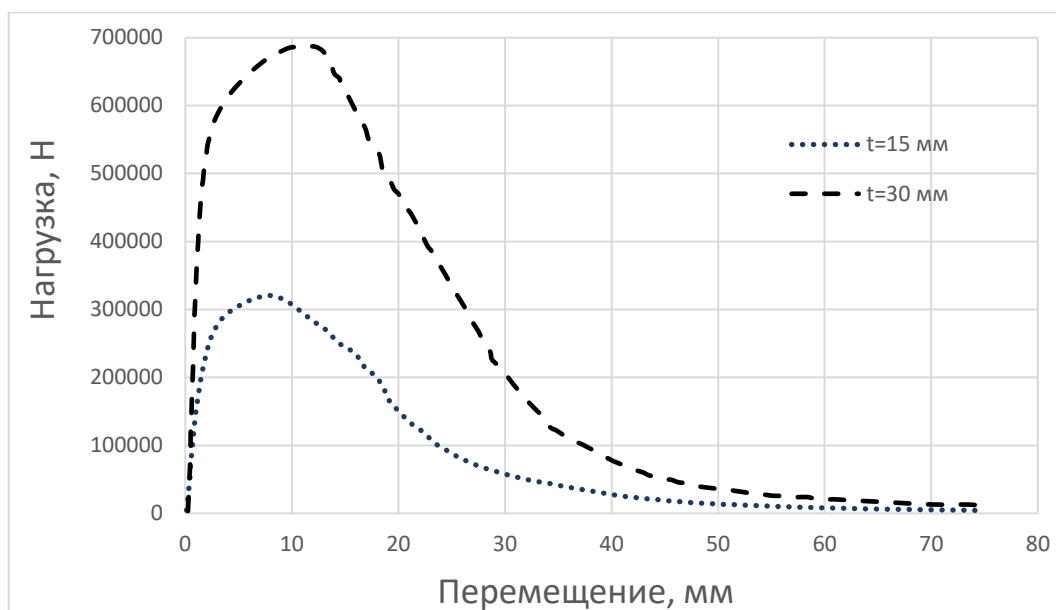


Рисунок 4.2.3 – Диаграммы статического нагружения образцов *ИППГ* толщиной 15 и 30 мм из высокопрочной стали 09ХНЗМД.

По результатам проведённых экспериментов на примере судостроительной стали марки 09ХНЗМД можно сделать сопоставление работы разрушения при статическом и динамическом нагружении для высокопрочных сталей. Из диаграмм деформирования при статическом нагружении – рисунок 4.2.3, для толщин 30 и 15 мм работа разрушения, вычисленная как площадь под кривой, равна 16400 и 6000 Дж, соответственно. Тогда поглощенная при динамическом испытании работа разрушения (данные таблицы 3.3.2, глава 3) оказывается больше в 1,3 раза. По результатам аналогичных сравнений, выполненных в работе [72], получено различие в 1,4 раза. Результаты работы [68] при оценке, выполненной по результатам статического и ударного нагружения образцов Шарпи, дают коэффициент динамического упрочнения на уровне 1,33, использованный выше для связи $\sigma_{\text{гд}}$ и $\sigma_{\text{у}}$.

Параметр *СТОА* определялся по диаграмме деформирования с использованием известного в литературе выражения (1.20): $СТОА_c = (8r' \cdot 180) / (\xi \cdot \pi)$.

Коэффициент угла поворота r' определялся как

$$r' = 1 - \frac{Y}{W-a}, \quad (4.2.1)$$

где Y – расстояние от тыльной поверхности образца до центра поворота (рисунок 4.2.2). Расстояние Y определялось измерениями для нескольких значений длины трещины. Эксперимент показал, что коэффициент поворота при испытаниях по схеме *ИППГ*

остается приблизительно постоянным при длине трещины примерно до $W/2$, после чего начинает снижаться. Также было установлено небольшое различие значений r' для разных толщин образцов: в среднем, они равны 0,54 и 0,49 для толщины 15 и 30 мм, соответственно. Значения экспериментального определения r' представлены в таблице 4.2.1.

Таблица – 4.2.1 Результаты определения r' при статических испытаниях образцов *ИПГ*.

Толщина, мм	$L_{трещ}$, мм	Q, мм	Y, мм	r'
15	18,1	14,6	25,4	0,55
	24,0	17,4	23,6	0,54
	42,0	23,2	22,0	0,34
30	9,4	16,0	33,2	0,49
	16,9	19,0	27,9	0,51
	24,4	21,8	27,7	0,45
	32,7	25,3	24,1	0,43
	41,5	29,5	23,3	0,30
	49,2	34,6	19,9	0,23

Зависимости $\langle \ln(P/P_{max}) - (Q - Q_{max})/M \rangle$ для определения тангенса угла наклона ξ на ниспадающей ветви диаграммы «нагрузка–перемещение» представлены на рисунке 4.2.4. Для образцов толщиной 15 и 30 мм наблюдается различный прогиб Q_{max} , соответствующий максимальной нагрузке P_{max} – 7,8 и 11,1 мм соответственно.

По методу «3» *СТОА* рассчитывался в соответствии с выражением (4.1.15), где величина A_p находилась как разность A_{II} (экспериментально определяемая на образцах *ИПГ*) и A_3 (экспериментально определяемая на образцах с наплавкой п. 3.3 либо, в случае отсутствия таких результатов, оцениваемая по выражению (3.3.6)).

Результаты расчетов по (4.1.15) зависят от выбора значений коэффициентов n и r' . Учитывая результаты определения r' в настоящей работе: для образцов *ИПГ* получено $r' \approx 0,49-0,54$, а также данные работы [11] (среднее значение 0,52), и встречающиеся в литературе рекомендации по выбору данного значения в диапазоне от 0,45 до 0,61 [113, 117, 124], для дальнейших вычислений величины $СТОА_{ИПГ}^{din}$ примем $r' \approx 0,52$.

Значение коэффициента n , учитывающего деформационное упрочнение и коэффициент перенапряжения, целесообразно принять равным 1,40 – согласно экспериментально полученной предельной несущей способности образца по условию

«пластического шарнира» (4.1.12) в ходе проведенного эксперимента по статическому нагружению проб *ИПГ* получено: $P_{max} = 680$ и 320 кН для толщин 30 и 15 мм, соответственно.

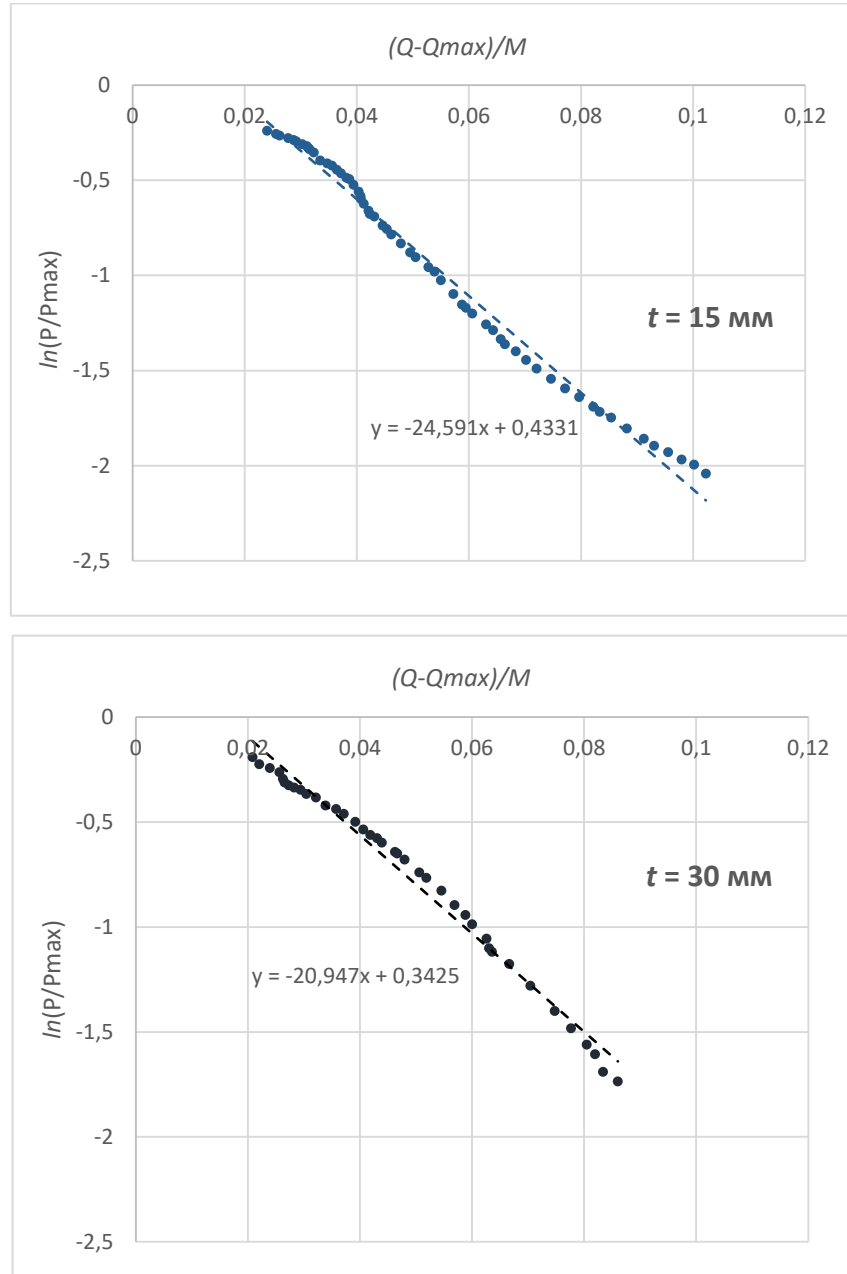


Рисунок 4.2.4 – Определение параметра ζ на ниспадающем участке диаграммы, при прогибе 15-35 мм.

Результаты определения параметра *СТОА* по трем описанным методам представлены в таблице 4.2.2.

Таблица 4.2.2 – Результаты определения $CTOA_{SENB}^{stat}$ [11, 27], $CTOA_{ИПГ}^{stat}$ и $CTOA_{ИПГ}^{din}$.

Материал	$T_{исп}$	t^{SENB}	$t^{ИПГ}$	$A_{п}^{ИПГ}$	$A_{p}^{ИПГ}$ (3.3.6)	$CTOA_{SENB}^{stat}$	$CTOA_{ИПГ}^{stat}$	$CTOA_{ИПГ}^{din}$
								$r'=0,52$ $n=1,4$
	°C	мм	мм	Дж	Дж	°		
X80, труба $\sigma_Y \approx 590 МПа$	20	24	27,7	21690	15880	17,5	-	25,4
	-20			19650	13840	11,0	-	22,1
X70, штрипс $\sigma_Y \approx 550 МПа$	20	26	26,8	22910	17108	20,7	-	30,3
	-20			20430	14628	11,9	-	25,9
	60	13 (строг. из 26 мм)	-	-	-	25,7	-	-
	20		-	-	-	22,4	-	-
	-20		-	-	-	19,8	-	-
X100, труба $\sigma_Y \approx 660 МПа$	20	17	17	6650	3870	13,1	-	9,2
	-20			5480	2706	10,4	-	6,4
09ХНЗМД $\sigma_Y \approx 805 МПа$	20	-	30	21315	16120	-	10,7	17,4
	-20	29	-	-	-	12,2	-	-
	20	-	15 (строг. из 30 мм)	6960	4363	-	10,1	9,4

Как видно из результатов, приведенных в таблице 4.2.2, не наблюдается корреляции между значениями $CTOA$, полученными при квазистатических испытаниях и расчетным методом по результатам инструментированных $ИПГ$. Наиболее хорошо отсутствие корреляции видно при сравнении значений $CTOA^{stat}$, которые для ряда толщин (15, 17, 24, 26, 30 мм) находятся на уровне 10-12 °, со значениями $CTOA^{din}$, которые для соответствующих толщин и температур варьируются от 6,4 до 25,9 °. Таким образом $CTOA$ для двух методов близки при толщинах 15-17 мм и значительно отличаются при увеличении толщин. Величина $CTOA^{din}$ увеличивается из-за увеличения $A_{л}$ пропорционально квадрату толщины образцов $ИПГ$.

Рассмотрим причины различия $CTOA$, определяемого при квазистатических и динамических испытаниях, которые состоят в особенностях принимаемых допущений и предположений при выводе выражения типа (4.1.15) и, соответственно, следующих из этого ограничений при расчетной оценке параметра $CTOA$ по результатам инструментированных $ИПГ$.

Во-первых, выражение (4.1.15) может быть верным лишь в рамках используемого при выводе допущения о том, что прогиб образца Q однозначно связан с величиной $CTOA$ и текущей длиной трещины a – выражение (4.1.6). Из него же следует:

$$Q = CTOA \cdot \frac{M}{4r'} \ln \left(\frac{W-a_0}{W-a} \right) \quad (4.1.17)$$

Выражение (4.1.17) по сути является описанием кривой зависимости длины трещины от прогиба, полученной в Главе 2 – рисунок 2.10. На рисунке 4.2.5 графически представлены расчетные зависимости $a=f(Q)$ по (4.1.17) (рассчитано для различных значений $CTOA$) и приведенные в главе 2 экспериментальные данные. Из рисунка видно, что используемое допущение об однозначной зависимости Q , $CTOA$ и a , лежащее в основе вывода (4.1.15), на самом деле не выполняется.

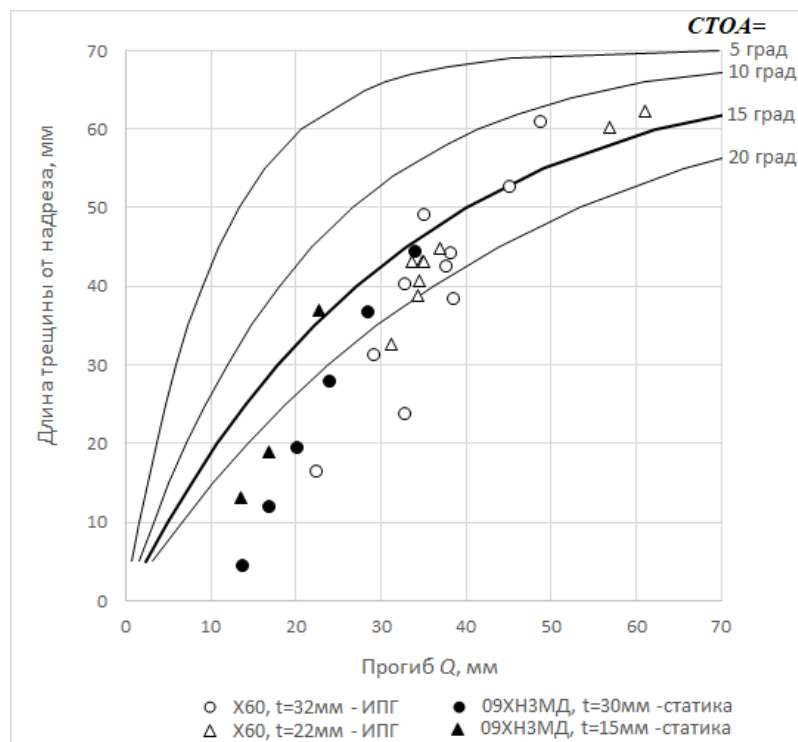


Рисунок 4.2.5 – Зависимости длины трещины от прогиба: расчетная – сплошные линии; результаты экспериментального определения – точки.

Также по рисунку 4.2.5 можно сделать вывод, что по экспериментальным данным, полученным для разных толщин от 15 до 32 мм при динамических испытаниях, значение $CTOA$ практически не зависит от толщины. Результаты таблицы 4.2.2 говорят о том, что $CTOA$, определенное при статических испытаниях, также практически не зависит от t . Слабая зависимость, регистрируемая в работе [11], объясняется тем, что с увеличением толщины растет и число расщеплений, что в свою очередь снижает параметр $CTOA$. Однако пропорциональность расчетного значения $CTOA$ толщине образца прямо следует из выражения (4.1.15), если в качестве A_P используется выражение (3.4.8):

$$CTOA[^\circ] \sim \frac{c_4 \cdot t}{(W-a)} \left(1 - \frac{\sigma_Y}{\sigma_B}\right)^{0,68}, \quad (4.1.18)$$

где C_4 – числовой коэффициент. Такая подстановка некорректна по причине второй особенности вывода формул такого вида.

Действительно, вторая особенность заключается в том, что аргументация при обосновании формулы (3.4.8), основанная на предположении, что $A_P \sim t^2(W-a)$, и формулы (4.1.15), различна в корне. В первом случае под A_P подразумевается работа, затрачиваемая на совершение некоторой пластической деформации в условиях ПНС в объеме зоны будущего разрушения. При этом характеристиками материала фактически является равномерное удлинение и предел текучести. Во втором случае рассматривается работа, затрачиваемая непосредственно на продвижение трещины, и контролирующий параметр — это предельная деформация в вершине трещины, определяющая величину $CTOA$. Таким образом, работа разрушения A_P в (3.4.8) и в (4.1.15) – это величины разные. Можно, однако, считать, что $A_P^{(3.4.8)} \sim R \cdot A_P^{(4.1.15)}$, где R – коэффициент, зависящий от отношения $t/(W-a)$, и являющийся по смыслу отношением полной работы разрушения, затрачиваемой в объеме «зоны процесса», к составляющей этой работы, затрачиваемой на пластическое деформирование металла в вершине распространяющейся трещины до критической деформации и пропорциональной площади излома.

$A_P^{(4.1.15)}$ – это, по определению, часть работы разрушения на спадающем участке диаграммы деформирования. Однако численные методы моделирования МКЭ показывают, что постоянство $CTOA$ более-менее выполняется лишь при росте трещины, большем, чем расстояние порядка толщины t . На рисунке 4.2.6 представлена зависимость $CTOA$ от длины трещины, полученная инж. Мизецким А.В. с участием автора в постановке задачи расчета. При расчёте использовалась объемная постановка задачи: условия закрепления узлов – по заданной критической деформации $\varepsilon_{cr} = 0,3$; узлы закреплялись в плоскости исходной трещины (т.е. косые губы среза не моделировались); длина исходной усталостной трещины $a = 30$ мм; $\sigma_Y = 600$ МПа, коэффициент упрочнения $n = 0,08$.

Из рисунка 4.2.6 видно, что $CTOA$ вначале резко возрастает (это соответствует углу наклона R -кривых при испытаниях на статическую трещиностойкость – резкий

рост $CTOD$ при малых подростах трещины), затем спадает и стабилизируется лишь на расстоянии от исходной вершины трещины не менее t .

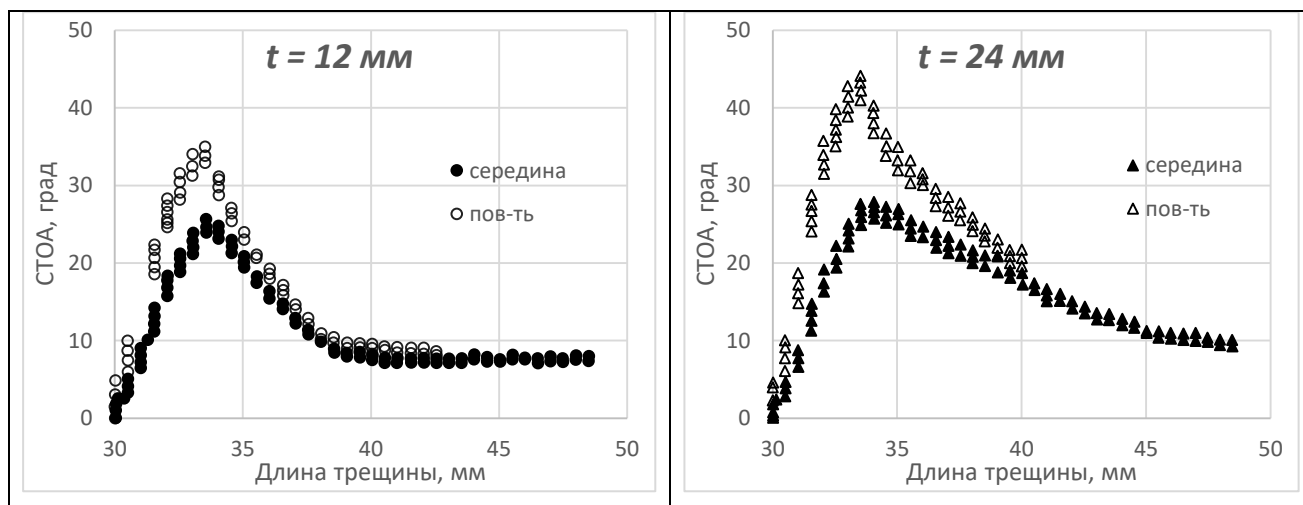


Рисунок 4.2.6 – Полученная численным методом зависимость $CTOA$ от длины подроста трещины для толщин 12 и 24 мм.

Для определения $CTOA$ при квазистатическом нагружении возможность регистрировать угол на участке его постоянства достигается применением образцов типа SENB увеличенной высоты и, главное, сохраняющих при увеличении толщины постоянные пропорции $W = 4,5t$. В случае образцов $ИПГ$ (имеющих стандартную высоту) сколь либо представительный (здесь имеется в виду протяженность) участок постоянства $CTOA$, начинающийся с длины трещины порядка t , может быть получен только для малых толщин (10-15 мм). Для толщин более 30 мм такого участка может не быть вовсе, либо он будет достаточно малым. В любом случае при инструментированных $ИПГ$ и для малых, и для больших толщин, выделение работы разрушения конкретно для этого малого участка постоянства $CTOA$ пока что видится затруднительным.

Таким образом, исходя только из этого, формулы типа (4.1.1) и (4.1.15) должны давать ошибку даже теоретически: в используемом при их выводе предположении о том, что подрост трещины da равен $d\delta \cdot CTOA$ принимается, что $CTOA$ не зависит от a во всем диапазоне роста трещины.

В-третьих, при выводе (4.1.15) также считается, что фронт трещины прямолинейный и перпендикулярен боковой поверхности образца. Это еще одно допущение, которое на самом деле не выполняется, так как трещина туннелирует как

при хрупком, так и при вязком разрушении, и $CTOA$ существенно различается в середине толщины и на поверхности [11, 109].

Выводы по главе 4

1. Сопоставление результатов статических и динамических испытаний позволяют сделать вывод о невозможности достоверного определения параметра $CTOA$ используя лишь работу разрушения A_P , регистрируемую при инструментированных $ИПГ$.

2. Моделирование численными методами показывает, что значение $CTOA$ стабилизируется лишь после подроста трещины не менее, чем на толщину материала. Вследствие этого, основной проблемой при определении $CTOA$ на пробах $ИПГ$ является то, что в связи с особенностью геометрии образцов (стандартная нетто-высота) и самой схемы испытаний (стандартное межосевое расстояние опорных роликов) с увеличением толщины образцов уменьшается протяженность участка, на котором сохранялось бы постоянство $CTOA$. Также затруднительно выделять работу разрушения, соответствующую именно этому участку.

3. Экспериментально подтверждается, что параметр $CTOA$, при квазистатических испытаниях, практически не зависит от толщины.

4. Используемая в работе формула, связывающая $CTOA$ с работой разрушения при инструментированных $ИПГ$,

$$CTOA[^\circ] = \frac{180}{\pi} \cdot \frac{8r' \cdot A_P}{(W - a_0)^2 t \cdot n \cdot 1.33 \sigma_{0,2}} \cdot 10^3 \quad [\text{Дж, мм, МПа}],$$

как и аналогичные ей, встречающиеся в литературе, верны лишь в рамках принимаемых при их выводе допущений. Среди них существенными являются допущение о прямолинейности фронта растущей трещины и независимости $CTOA$ от текущей длины трещины. При испытании реальных материалов в условиях, когда принятые допущения нарушаются, наблюдается расхождение в расчетных оценках $CTOA$ по результатам $ИПГ$ и результатам его прямого экспериментального определения.

5. В качестве обобщающего вывода можно сказать, что предлагаемые в литературе методы определения *СТОА* по инструментированным *ИППГ* (в том числе и двухобразцовый метод) не имеют теоретического и экспериментального обоснования, поскольку, как показано выше, работа разрушения при *ИППГ* коррелирует с величиной равномерной деформации, а *СТОА* – с предельной деформацией при ПНС, а часть работы разрушения, затрачиваемая на дорыв металла в «шейке», мала по сравнению с суммарной работой. То же можно предположить и для работы разрушения металла в трубе, из-за чего существуют противоречащие друг другу данные о значимости параметра *СТОА* для прогнозирования результатов полигонных испытаний.

Глава 5 Анализ взаимосвязи результатов инструментированных ИПГ с условиями торможения хрупкого разрушения

5.1 Анализ условий торможения хрупкого разрушения в конструктивных элементах и при испытаниях ИПГ с позиций механики разрушения

Сопротивление металла распространению трещины по хрупкому механизму и возможность её торможения является важным условием безопасной эксплуатации высоконагруженных ответственных конструкций, наряду с контролем сопротивления непосредственно страту трещины. Основные особенности и недостатки прямых полномасштабных испытаний по определению температуры торможения трещины $T_{ХР}$, а также испытания по определению критических температур хрупкости на стандартных пробах подробно рассматривались в главе 1. Там же отмечалось, что в случае выполнения на фронте трещины условий ПД приложенные напряжения будут влиять на результат определения $T_{ХР}$, поскольку $K_I = f(\sigma, a)$. Поэтому понятие «температура торможения трещины» может рассматриваться как критическая температура вязко-хрупкого перехода лишь в случае, когда тензотемпературная кривая резко возрастает в узком диапазоне температур (рисунок 1.20, глава 1), а события «остановка» или «распространение» трещины не зависят от действующих напряжений. Как отмечалось выше, оно может быть обосновано лишь при учете смешанного НДС на фронте трещины, т.е. ПД + ПНС [26], и объясняется возможностью расширения участков ПНС у поверхностей при продвижении трещины.

Таким образом, целесообразным является анализ условий распространения и торможения хрупкого разрушения в образцах ИПГ с использованием механики разрушения и проверке выполнения условия торможения: $K_I \leq K_{Ia}$, где K_I – значение коэффициента интенсивности напряжений для конструкции или образца с определенными условиями нагружения и определенной длиной трещины, K_{Ia} – значение критического коэффициента интенсивности напряжений при торможении трещины в условиях ПД при заданной температуре конструкции (образца).

Как получено в [25, 26] при обобщении результатов численного моделирования МКЭ, «абсолютное» условие торможения трещины в пластине больших размеров (многократно превосходящих размер зоны пластических деформаций в вершине трещины) толщиной t можно связать с безразмерным параметром относительной трещиностойкости β , который имеет вид

$$\beta = \frac{1}{t} \left(\frac{K_{Ia}}{\sigma_Y} \right)^2. \quad (5.1.1)$$

Величина β пропорциональна отношению радиуса зоны пластической деформации в вершине трещины r_{pl} к толщине t . Исходя из условия, что $r_{pl} = C(K_I/\sigma_Y)^2$, где C – коэффициент, принимающий значения $1/\pi$ для ПНС и $1/9\pi$ для ПД [9], получим:

$$\beta = \frac{1}{C} \frac{r_{pl}}{t}. \quad (5.1.2)$$

Согласно результатам моделирования МКЭ, полученным в работе [26], при хрупком разрушении в пластине трещина отрыва, распространяющаяся по выбранному критерию хрупкого разрушения, туннелирует, а в приповерхностных участках фронта трещины возникают участки среза. Ширина последних для пластин толщиной от 10 до 50 мм находится в диапазоне между значениями r_{pl} для ПНС и ПД, что соответствует по полученным оценкам значению коэффициента $C \approx 0,14$. Примеры результатов этого моделирования приведены на рисунке 5.1.1. На рисунке представлены значения максимальных напряжений в плоскости трещины и её фронт на последней итерации, рассчитанные для выбранного условия хрупкого разрушения. Штриховкой обозначена граница распространения трещины, при этом для толщин 10 и 15 мм полученный результат следует интерпретировать как торможение трещины, а для толщины 20 мм, как ее распространение.

В работе [26] было отмечено, что условие торможения трещины может быть связано с достижением критического значения $\beta = \beta_{cr}$ при температуре T_{XP} , однако имеется некоторый диапазон неопределенности в точной ее величине, связанный с неопределенностью понятия «остановка трещины» и возможной длины ее проскока. Возможные изменения β_{cr} связаны с изменением предела текучести как независимого параметра и оценками критической деформации в зоне ПНС, контролирующей возможность продвижения трещины на участках «губ среза» вслед за туннелирующей трещиной отрыва.

Для решения поставленной в работе задачи: определения требований к результатам *ИПП*, обеспечивающих торможение хрупкого разрушения в судокорпусных конструкциях, которую можно уточнить как требование к допустимому снижению поглощённой энергии при *ИПП* в результате появления кристаллических участков излома, необходимо уточнение предложенной ранее в работе [26] аналитической модели.

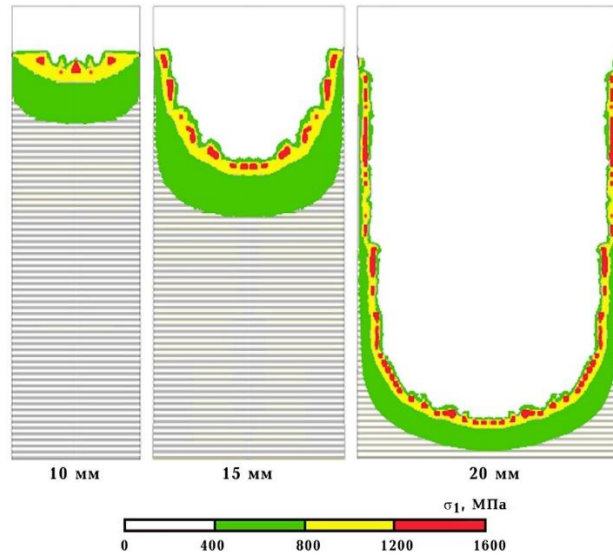


Рисунок 5.1.1 – Результаты моделирования продвижения трещины: торможение разрушения для толщин 10 и 15 мм и распространение для толщины 20 мм [26].

В основе модели, предложенной в [26], лежит предположение о том, что условия продвижения туннелирующей трещины отрыва описываются энергетическим балансом, где изменение упругой энергии при её подросе dW_{el} равно сумме приращения работы деформирования dW_{pl} , совершаемой в приповерхностных неразрушенных зонах, и приращения работы разрушения на хрупком туннелирующем участке dW_{br} :

$$dW_{el}/da = dW_{br}/da + dW_{pl}/da \quad (5.1.3)$$

Было принято, что размер участков ПНС $-\tau$ определяется текущим значением параметра нагрузки в вершине трещины K_a , а раскрытие туннелирующей трещины u определяться не текущим, а стартовым значением $K_a = K_{Ia}$. Исходя из этих предположений, из (5.1.3) следует

$$\frac{K_a^2}{E}(t - 2\tau) = \frac{K_{Ia}^2}{E}(t - 2\tau) + \frac{d}{d(\Delta a)} \left[2 \int_0^{\Delta a} \sigma_Y \varepsilon(x) \tau^2(x) dx \right], \quad (5.1.4)$$

где Δa – протяженность туннелирующей трещины, переменная x под знаком интеграла – расстояние от переднего фронта туннелирующей трещины до рассматриваемого сечения, $\varepsilon(x)$ – усредненная по объему τ^2 деформация в зоне ПНС (при вычислении работы пластического деформирования деформационным упрочнением пренебрегаем). Далее принято:

$$\tau = C(K_a/\sigma_Y)^2, \quad (5.1.5)$$

$$\varepsilon(x) = u(x)/\tau. \quad (5.1.6)$$

В отличие от [26], было уточнено соотношение для перемещения в вершине трещины в перпендикулярном ее плоскости направлении. Учитывая, что раскрытие трещины равно 2м перемещениям, получим

$$u(x) = 8K_{1a}(1+\nu)(1-\nu)\sqrt{x/2\pi}/E, \text{ и при } \nu = 0.3, u(x) = 2.9K_{1a}\sqrt{x}/E. \quad (5.1.7)$$

Из (5.1.5) - (5.1.7) следует, что последнее слагаемое в (5.1.4) равно:

$$dW_{pl}/da = \frac{5.8CK_{1a}}{\sigma_Y E} \cdot \frac{d}{d(\Delta a)} \int_0^{\Delta a} K_a^2(x)\sqrt{x} dx, \quad (5.1.8)$$

с уточнением числового коэффициента в формуле по отношению к [26], учитывая, что при $x = \Delta a$, $K_a = K_{1a}$, а при $x = 0$ подынтегральное выражение обращается в ноль, получим

$$dW_{pl}/da = 5.8C \cdot K_{1a}^2 \cdot \frac{\sqrt{\Delta a}}{E}. \quad (5.1.9)$$

Подставляя (5.1.5) и (5.1.9) в (5.1.4), получаем биквадратное уравнение для определения K_a как функции от K_{1a} , σ_Y , t , Δa (определяем, как положительный корень):

$$K_a(a) = \sqrt{\frac{-B + \sqrt{B^2 - 4AD}}{2A}}, \quad (5.1.10)$$

где $A = -\frac{2C}{\sigma_Y^2}$; $B = t + \frac{2CK_{1a}^2}{\sigma_Y^2}$; $D = -K_{1a}^2 \left(5.8 \frac{CK_{1a}}{\sigma_Y} \sqrt{\Delta a} + t \right)$.

При увеличении a значение K_a будет монотонно возрастать, принимая своё максимальное значение $(K_a)_{max}$ при выполнении условия:

$$B^2 = 4AD. \quad (5.1.11)$$

При $B^2 < 4AD$ решение уравнения (5.1.10) в области действительных чисел отсутствует. Физически это интерпретируется в [26] как невыполнение энергетического условия разрушения при максимальном для данного варианта значений K_a , соответствующего равенству:

$$(K_a)_{max} = \sqrt{\frac{\sigma_Y^2 t}{4C} + \frac{K_{1a}^2}{2}}. \quad (5.1.12)$$

Равенство (5.1.11) является условием «абсолютной» остановки хрупкого разрушения. Воспользовавшись определением относительной трещиностойкости (5.1.1) его можно записать в виде:

$$(1 + 2C\beta)^2 = 8C\beta \left(5.8C\sqrt{\beta} \sqrt{\frac{\Delta a}{t}} + 1 \right). \quad (5.1.13)$$

Это соотношение позволяет уточнить требуемую величину β , если задан допустимый размер проскока трещины Δa . Далее в данной работе принято, что эти оценки позволяют перейти от допустимого содержания кристаллической составляющей в изломе к соответствующей ему величине β : например, если ограничить допустимый проскок трещины величиной t , то при $C = 0,14$ ему соответствует значение β , равное 0,75.

Под условием неограниченного распространения хрупкого разрушения следует понимать ситуацию, когда вследствие роста деформации на участках ПНС при туннелировании трещины отрыва они достигают критического значения, то есть трещина имеет возможность распространяться по всему сечению пластины (или образца) и величина dW_{pl}/da перестает возрастать. Из (5.1.5) – (5.1.7) можно найти соотношение, связывающее критическую деформацию с величиной β и относительной длиной проскока трещины:

$$\varepsilon_{cr} = \frac{2.9\sigma_Y^2}{CEK_{1a}} \sqrt{\Delta a} = \frac{2.9\sigma_Y}{CE\sqrt{\beta}t} \sqrt{\Delta a} = \frac{2.9\varepsilon_Y \sqrt{\Delta a/t}}{C\sqrt{\beta}}, \quad (5.1.14)$$

где ε_{cr} – критическая деформация при ПНС, ε_Y – деформация текучести, равная σ_Y/E .

Совместное решение зависимостей (5.1.13) и (5.1.14) позволяет определить связь между значениями β и отношением $\varepsilon_{cr}/\varepsilon_Y$. Оно представлено в графическом виде на рисунке 5.1.2.

На рисунке 5.1.2 черная двойная кривая представляет собой зависимость, соответствующую формуле (5.1.13) – т.е. условие остановки хрупкого разрушения. Возрастающие кривые, показанные одинарными линиями – зависимости β от $\sqrt{a}/t$ для конкретных значений $\varepsilon_{cr}/\varepsilon_Y$ – т.е. условие распространения трещины. Таким образом, ордината точки пресечения двойной и одинарной линий представляет собой минимальное значение β , требуемое для предотвращения хрупкого разрушения

конструкции, поскольку при меньшем β условие остановки трещины может не выполняться. Например, для стали Х80 принимая $\varepsilon_{cr} = 0,30$, $\sigma_Y = 600$ МПа – получим $\varepsilon_{cr}/\varepsilon_Y = 100$, и согласно рисунку 5.1.2 условия абсолютного распространения трещины выполняются при $\beta < 0,41$.

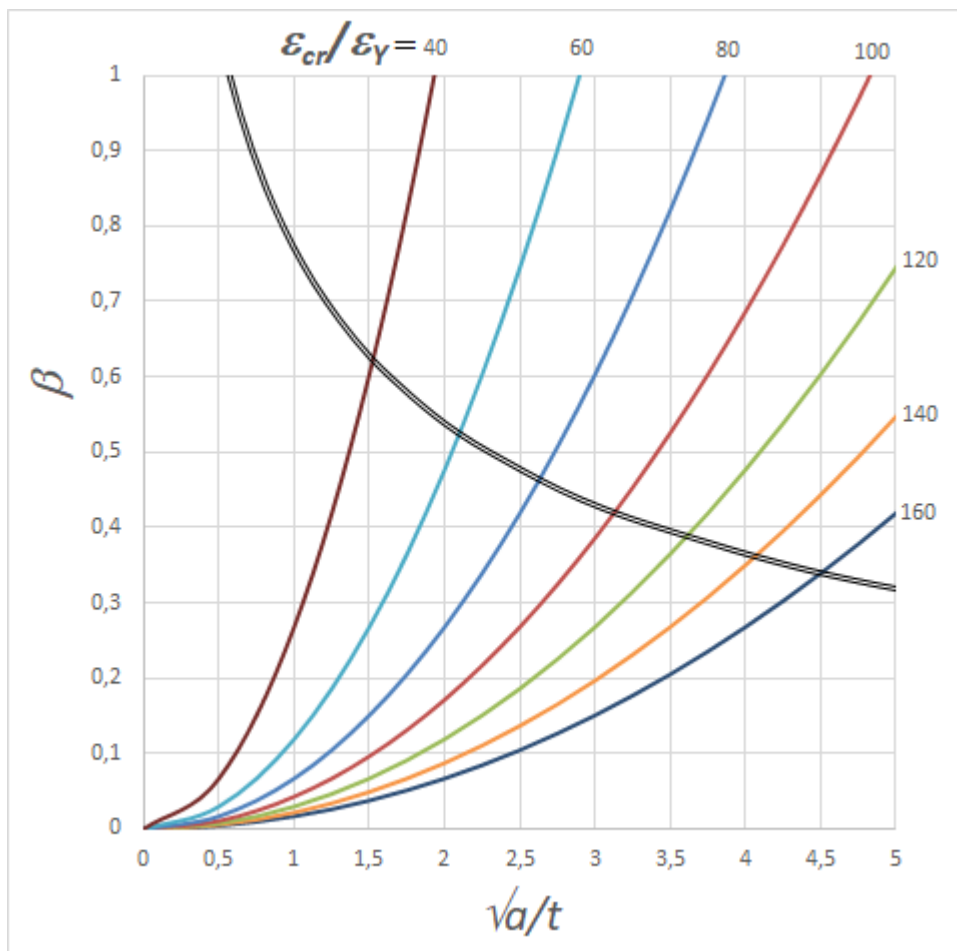


Рисунок 5.1.2 – Расчетное соотношение между параметром относительной трещиностойкости β , отношением $\varepsilon_{cr}/\varepsilon_Y$ и величиной проскока трещины a . Черная кривая – зависимость (5.1.13), цветные – зависимости (5.1.14) при различных отношениях $\varepsilon_{cr}/\varepsilon_Y$.

Предлагаемая далее методология обоснования корректности применения *ИПГ* для определения температуры торможения хрупкой трещины применительно к судокорпусным конструкциям заключается в определении максимально допустимой длины хрупкого проскока трещины при испытании пробы и установлении соответствующей этому событию поглощенной энергии $A_{п}$. При этом, на основании полученных в главе 3 данных об уровне деформации под поверхностями хрупких

разрушений, предполагается, что энергоемкость распространения хрупкой трещины пренебрежимо мала, и тогда, при появлении кристаллических участков излома работа распространения трещины должна снижаться в соответствии с соотношением:

$$A_p \approx A_p^{\text{вязкое}} \cdot (1 - S^{xp}/S^{\text{полн}}) = A_p^{\text{вязкое}} \cdot (1 - X), \quad (5.1.18)$$

где S^{xp} , $S^{\text{полн}}$ – площадь хрупкого участка и полная площадь излома, X – доля «кристалла» в изломе. При этом в зачетный участок следует включать всю площадь излома.

Для этого предлагается моделированием МКЭ определение для образца *ИПГ* т.н. K -тарировочной функции как функции от предела текучести, отношения W/t , коэффициента деформационного упрочнения n и, собственно, длины проскока трещины при различных стартовых её координатах. Регламентация допустимого содержания кристаллической составляющей должна исходить из получаемых значений коэффициентов интенсивности напряжений при старте трещины: эта величина, по физическому смыслу соответствующая трещиностойкости при динамическом нагружении K_{Id} , может с ошибкой в безопасную сторону рассматриваться как K_{Ia} (поскольку $K_{Id} \geq K_{Ia}$) при ее распространении.

5.2 Получение истинных диаграмм деформирования материала по результатам испытаний на растяжение. Сопоставление расчетных МКЭ и экспериментальных диаграмм «нагрузка – прогиб» для образцов *ИПГ*

Первым этапом решения задачи определения т.н. « K -тарировочных функций» является моделирование процесса деформирования образца *ИПГ* при больших пластических деформациях. Для этого необходимо располагать истинной диаграммой деформирования материала в координатах "интенсивность напряжений - интенсивность деформаций", распространяющейся на деформации не менее предельных значений, определенных в разделе 3.6. Задание диаграммы деформирования материала при моделировании МКЭ по результатам испытаний на растяжение основывалось на выборе аппроксимирующей функции, описывающей деформационное упрочнение на участке

после максимума нагрузки условной диаграммы деформирования, с последовательным подбором параметров аппроксимации, согласно следующему алгоритму, [41]:

1) исходной информацией является экспериментальная диаграмма нагружения образца в координатах «условное напряжение» (усилие, отнесённое к начальной площади) – «относительное удлинение»;

2) эта диаграмма пересчитывается до максимума нагрузки в истинные напряжения-деформации, где $\varepsilon_i = \ln(1 + \delta)$, а $\sigma_i = \sigma_{изм} \cdot \exp(\varepsilon_i)$;

3) начальная часть модельной диаграммы задаётся по экспериментальным точкам;

4) начиная с максимума нагрузки аппроксимация выполнялась по методике описанной в [41] с использованием следующей зависимости $\sigma_i = A \left((\varepsilon_i + C) + \frac{E}{A} \right)^n$, где в качестве первого приближения A принимается равной σ_m , n – равномерному удлинению, а коэффициент C подобран для выполнения условия касания функции аппроксимации с диаграммой $\sigma_i(\varepsilon_i)$;

5) далее параметры аппроксимации подбираются таким образом, чтобы модель МКЭ образца, испытанного на растяжение, повторяющая размеры реального испытательного образца, показала такую же диаграмму деформирования, как и в натурном эксперименте.

Пример исходной и получаемой диаграммы представлен на рисунке 5.2.1.

На рисунке 5.2.2 представлена рассчитанная по этому алгоритму истинная диаграмма деформирования для стали категории прочности X80 с фактическим пределом текучести 590 МПа, которая использовалась при решении объемной задачи моделирования МКЭ деформирования образца *ИПГ*.

При моделировании МКЭ использовалась модель стандартного образца *ИПГ* толщиной 30 мм – рисунок 5.2.3. Моделировалось нагружение образца трехточечным изгибом с межосевым расстоянием между центрами роликовых опор, равным 254 мм, рассматривалась $\frac{1}{4}$ образца из-за наличия двух осей симметрии. Размер элемента сетки составлял 0,5 мм. При моделировании решалась контактная задача, опоры считались упругими.

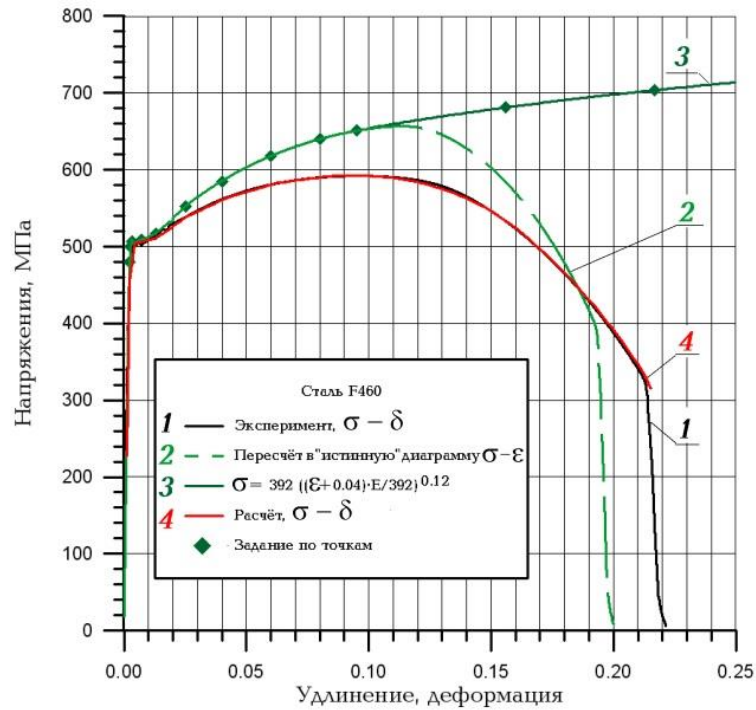


Рисунок 5.2.1 – Пример получения диаграммы нагружения для стали 10ГНБ с физическим пределом текучести 430 МПа, временным сопротивлением 550 МПа (коэффициент деформационного упрочнения $n = 0,11$) [41].

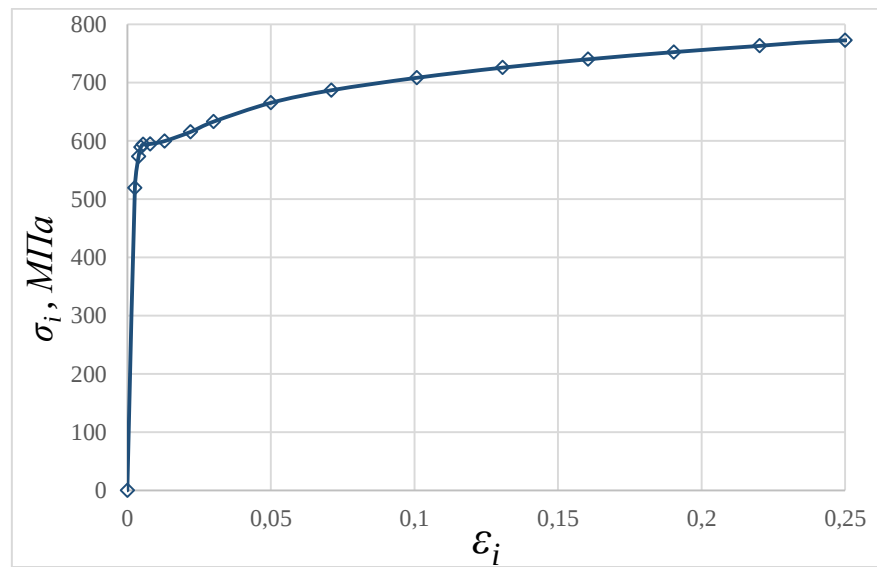


Рисунок 5.2.2 – Истинная диаграмма деформирования, полученная для материала сталь X80 с пределом текучести 590 МПа.

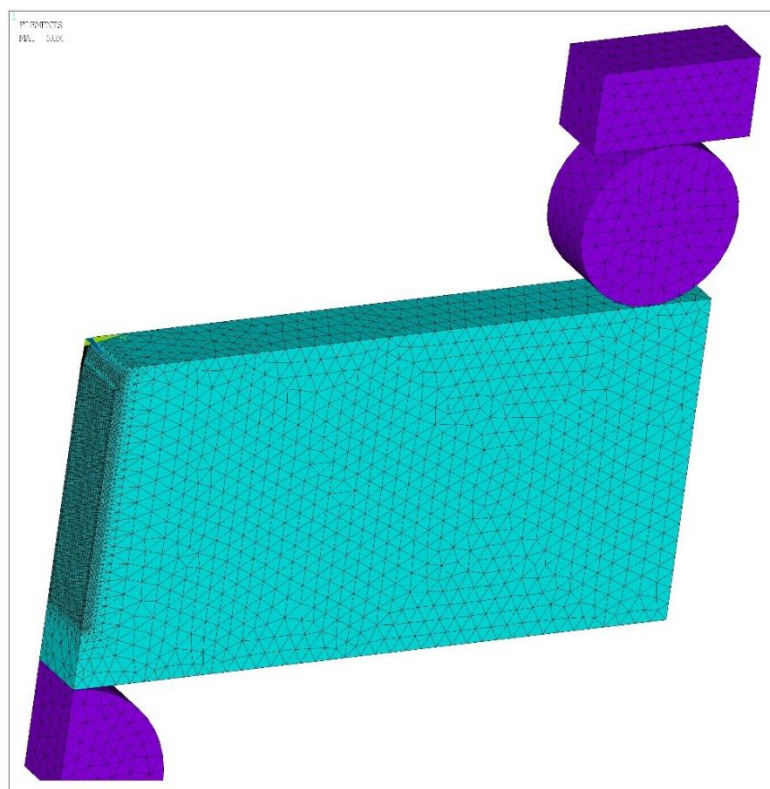


Рисунок 5.2.3 – Общий вид модели МКЭ трехточечного деформирования образца *ИПГ*.

На рисунке 5.2.4 представлена полученная при решении объемной задачи МКЭ диаграмма деформирования без моделирования продвижения трещины для образца *ИПГ* толщиной 30 мм в координатах «нагрузка P – прогиб Q », определенная при диаграмме деформирования материала, представленной на рисунке 5.2.2. Расчет выполнен до значений $Q=26$ мм (этап 53), явно превышающих перемещения, соответствующие старту трещины (см. рисунок 2.10).

Максимальная нагрузка при $Q = 26$ мм составила ≈ 550 кН. Для обобщения этого результата на другие сочетания толщин, пределов текучести и диаграмм деформационного упрочнения можно определить ее как условие достижения «пластического шарнира» в виде:

$$\frac{PM}{4} = k_1 k_2 \frac{\sigma_{yt}(W-a)^2}{4}, \quad (5.2.1)$$

где M – расстояние между опорами, k_1 – коэффициент, учитывающий жесткость напряженного состояния и возможность возникновения перпендикулярной боковым поверхностям компоненты напряжений (согласно Качанову Л.М. [31] максимальное значение равно 1.25), k_2 – коэффициент, учитывающий деформационное упрочнение материала в нетто-сечении (является функцией от Q). При первоначальном достижении

условий «пластического шарнира» значения коэффициентов равны 1, и расчетная нагрузка по (5.2.1) равна 341,5 кН. По МКЭ (рисунок 5.2.4) это, действительно, соответствует появлению значимой пластической составляющей перемещения. Тогда полученное при $Q=26$ мм значение произведения k_1k_2 равно 1.6, то есть при максимальной оценке коэффициента $k_1=1.25$ значение коэффициента k_2 соответствует деформационному упрочнению при напряжении равном ≈ 760 МПа, и это в свою очередь соответствует деформации ≈ 18 % (рисунок 5.2.2). Таким образом, результат расчетов МКЭ можно считать достаточно корректным.

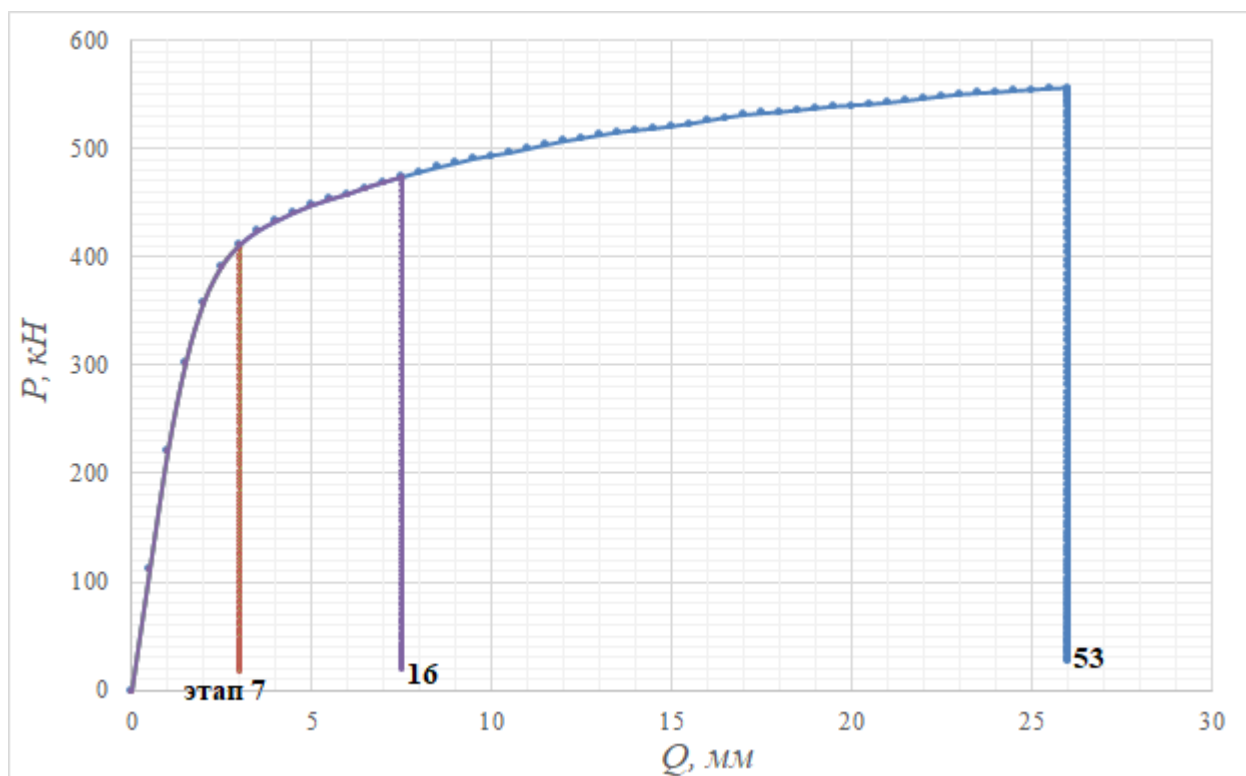


Рисунок 5.2.4 – Диаграмма деформирования образца *IIIГ* ($t=30$ мм) полученная МКЭ, этапы условно 7, 16 и 53 соответствуют прогибу 3.0, 7.5 и 26.0 мм, соответственно.

5.3 Определение калибровочных зависимостей K_I от длины подраста трещины применительно к варьируемым условиям старта и торможения трещины в образцах *ИПГ*

Определение зависимостей K_I от условий нагружения образца *ИПГ*, прогиба, соответствующего старту трещины, и длины подраста трещины выполнялось по следующему алгоритму:

1. Нагружение модели образца *ИПГ* до заданного (варьируемого) уровня перемещений Q .

2. «Раскрепление» узлов сеточной аппроксимации в плоскости симметрии образца для моделирования продвижения трещины при $Q = \text{const}$ с регистрацией изменения упругой энергии в теле образца W_{el} вследствие увеличения податливости образца. При этом предполагается, что скорость распространения хрупкого разрушения многократно превышает скорость перемещения бойка копра (в отличие от вязкого разрушения, распространение которого требует затраты работы испытательной машины и осуществляется при возрастании Q , гл. 4).

3. Определение величины K_I по соотношению

$$\frac{dW_{el}}{tda} \approx \frac{\Delta W_{el}}{t\Delta a} \approx J_{el} = \frac{K_I^2(1-\nu^2)}{E}. \quad (5.3.1)$$

Для верификации результатов расчета и контроля достаточности дискретизации модели сеткой МКЭ были решены тестовые задачи в предположении об упругом деформировании материала образцов *ИПГ*. Полученные МКЭ значения K_I сопоставлялись с известными в литературе K -калибровочными функциями. Наиболее широкую область корректности по варьированию соотношения a/W для образца, нагружаемого трехточечным изгибом, имеет зависимость [45]:

$$K_I = \frac{3}{2} \cdot \frac{MP}{tW^2} \sqrt{a} \cdot F(\lambda), \quad \text{где } \lambda = a/W, \quad (5.3.2 -a)$$

$$F = 1.93 - 3.07\lambda + 14.53\lambda^2 - 25.1\lambda^3 + 25.8\lambda^4 \quad (5.3.2 -б)$$

На рисунке 5.3.1 представлено это сопоставление, выполненное для двух уровней нагрузки; получено, что расхождение аналитического расчета (5.3.2-а) и МКЭ для упругой задачи не превышает 5% при длине трещины вплоть до 50 мм.

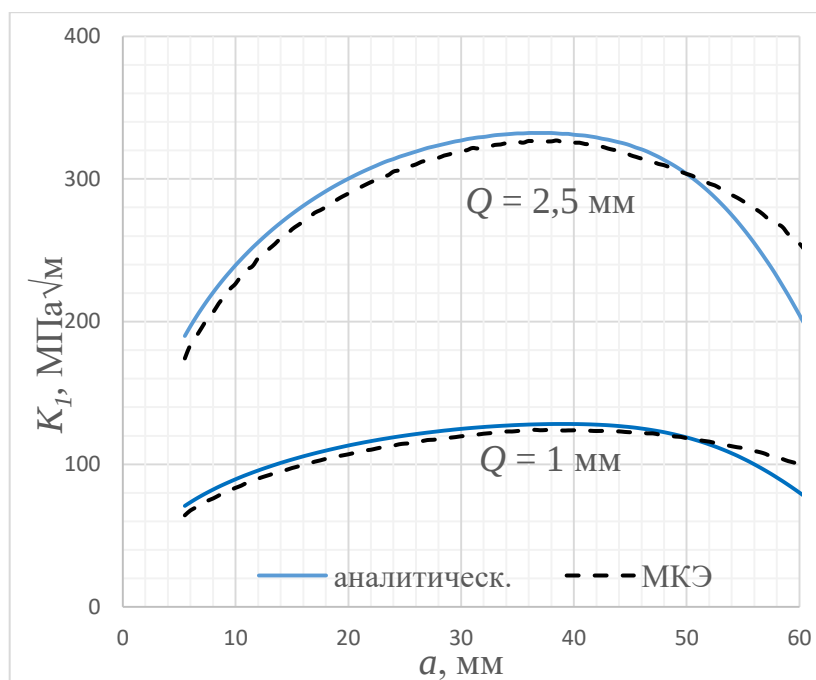


Рисунок 5.3.1 – Результаты аналитического определения K_I и МКЭ в зависимости от длины трещины a и прогиба Q при упругой постановке задачи.

После проверки в упругой постановке рассматривалась упруго-пластическая задача распространения трещины в образце *ИПГ*. На рисунке 5.3.2 представлены полученные МКЭ при решении объемной упруго-пластической задачи зависимости $K_I(a)$ для вариантов старта трещины на различных участках диаграммы деформирования образца, представленной на рисунке 5.2.4: для прогибов $Q = 3.0; 7,5$ и 26 мм . При этих же значениях Q регистрировалась зависимость нагрузки, спадающей при моделируемом росте трещины, от ее длины $P(a)$ – рисунок 5.3.3. Для соответствующих нагрузок предполагаемого старта трещины коэффициент k в (5.3.3) для данных значений Q равен 1.17, 1.4, и 1.6, соответственно. Его рост может быть связан не только с изменением уровня деформации в нетто-сечении, но и с возрастанием жесткости напряженного состояния с увеличением нагрузки.

Полученные зависимости $K_I(a)$ немонотонны, имеют максимум и последующее довольно резкое спадание по мере роста трещины. В области максимума регистрируются высокие значения K_I , превосходящие даже значения K_{Ic} , характерные для полностью вязких разрушений «верхнего шельфа» судостроительных и трубных сталей [65]. Это фактически означает, что при разрушениях в области значительных номинальных пластических деформаций, распространяющихся на все сечение образца

(что является необходимым для зарождения трещины в надрезе) запасенной упругой энергии в образце достаточно даже для неустойчивого разрушения материала по вязкому механизму распространения трещины.

Можно отметить, что полученное МКЭ снижение нагрузки (рисунок 5.3.3) при уменьшении $(W-a)$ происходит медленнее, чем это следует из предположения о пропорциональности нагрузки квадрату высоты нетто-сечения ($P \sim (W-a)^2$), в случае если бы вся пластическая деформация локализовалась в нетто-сечении. Например, по результатам МКЭ для этапа $Q = 26$ мм, при $a = 5$ мм нагрузка $P = 550$ кН, а при $a = 20$ мм нагрузка падает до $P = 400$ кН. В то же время зависимость « $P \sim (W-a)^2$ » даёт для $a = 20$ мм: $P = 340$ кН. Это, по-видимому, объясняется ростом коэффициента k (рост жесткости НДС) и тем, что деформация на самом деле не локализуется строго в пластическом шарнире перед трещиной, но и распространится шире этой области.

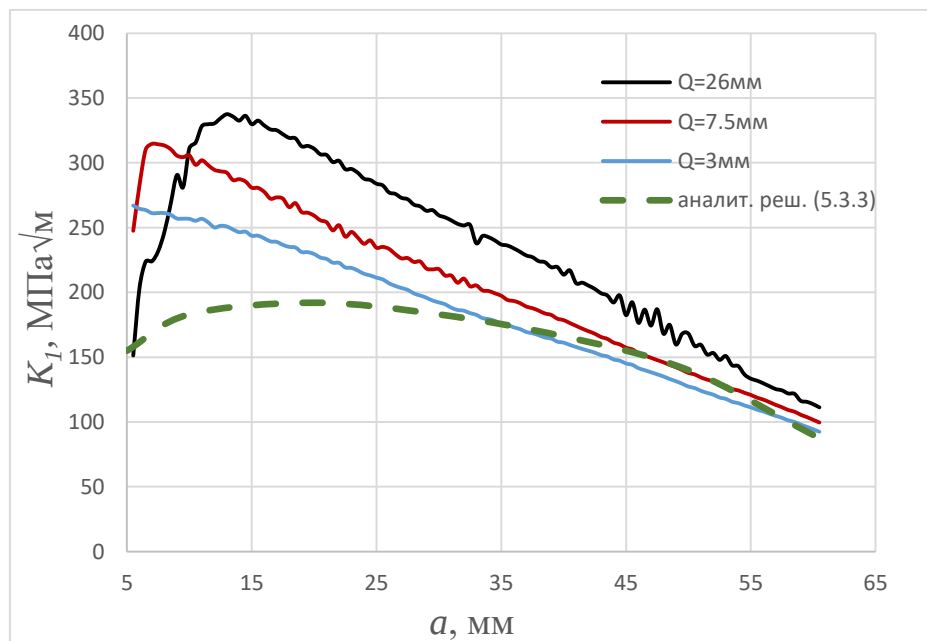


Рисунок 5.3.2 – Зависимости K_I от a , полученные МКЭ для вариантов старта трещины при различных прогибах образца *ИППГ* и аналитическое решение (5.3.3) для предельной нагрузки «пластического шарнира» образца *ИППГ* (толщина 30 мм, предел текучести 590 МПа).

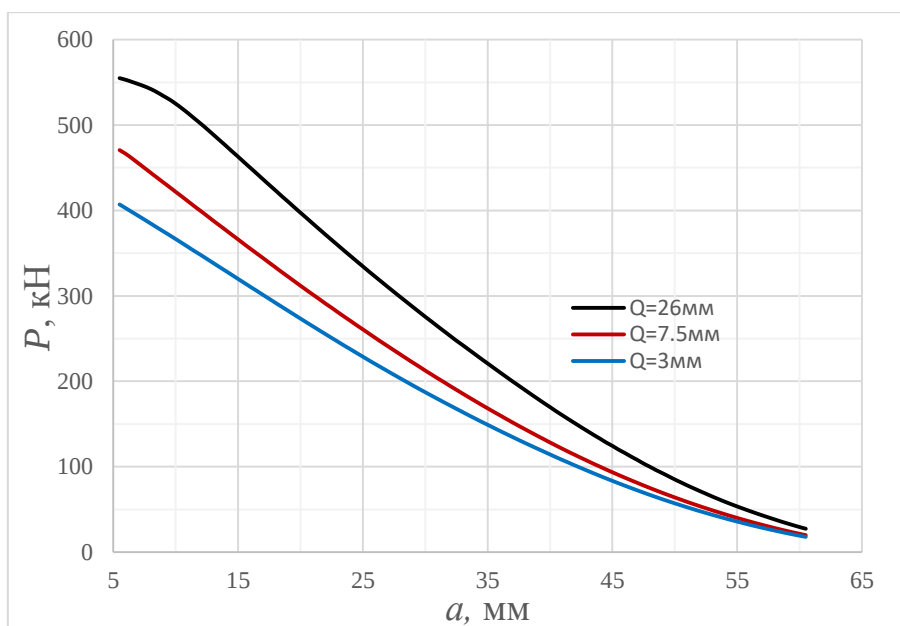


Рисунок 5.3.3 – Зависимости, полученные МКЭ, спада нагрузки P от длины трещины a для вариантов её старта при различных прогибах образца.

Представляет интерес решить задачу по аналитическому определению зависимости $K_1(a)$. Исходя из (5.2.1) и (5.3.2) для нагрузки, соответствующей достижению предельной несущей способности образца, получим

$$K_1 = \frac{3}{2} k \sigma_Y (1 - \lambda)^2 \sqrt{a} \cdot F(\lambda). \quad (5.3.3)$$

По аналитическим расчетам по (5.3.3) зависимость K_1 от a действительно получается с максимумом, однако он смещен по отношению к расчетам МКЭ. При этом получаем, что это решение существенно отлично как от K -тарировки на рисунке 5.3.1 (что неудивительно, так как последняя выполнена для упругой задачи, и соотношение P и $(W-a)$ там другое), так и от расчетов МКЭ для упругопластической задачи – рисунок 5.3.2. Результаты расчетов МКЭ близки к аналитическому решению (5.3.3) лишь для стартового значения $a_0 = 5$ мм. Далее они существенно превышают результаты аналитического упругого решения. Первая причина этому – более высокая нагрузка, как это было отмечено выше, чем это следует из обратной пропорциональности нагрузки высоте нетто-сечения в квадрате. Но основная причина – нарушение равенства (5.3.1) в области полномасштабной текучести, когда падение нагрузки при продвижении трещины определяется не только увеличением податливости образца, но и снижением несущей способности образца в целом при уменьшении нетто-сечения. Единственное,

что можно заключить – это то, что равенство (5.3.1) дает верхнюю оценку K_1 , а равенство (5.3.2) – нижнюю (рисунок 5.3.2).

Подводя итог, можно сказать, что воспользоваться падающей K -тарировкой, полученной МКЭ для определения величины проскока трещины a , при котором могло бы произойти торможение хрупкой трещины, не представляется возможным. Получены очень высокие значения K_1 , достаточные для продвижения даже вязкой трещины. Это означает, что упругая энергия в образце присутствует с большим избытком, и тогда старт или остановка хрупкого разрушения описывается не дефицитом упругой энергии в образце, а приведенными выше в 5.1 соотношениями. Поэтому достаточно воспользоваться получаемыми МКЭ зависимостями для нагрузки $P(a)$, а K -тарировку проводить по (5.3.2) исходя из полученных зависимостей для P , соответствующих определенному прогибу Q . Эта оценка «снизу» также свидетельствует о достаточно высоких значениях K_1 , реализуемых при продвижении трещины и обеспечивающих появление участков хрупкого разрушения при $K_{Ia} < K_1(a)$. В качестве необходимой для такого утверждения оценки рассмотрим ситуацию при максимальной толщине образца ИППГ, равной 40 мм. Здесь для реализации условия: $\beta = 1.37$ (условие старта хрупкого разрушения, см. ниже), для материала с $\sigma_Y = 590$ МПа необходимо значение $K_1 > 138$ МПа $\sqrt{м}$, что меньше «стартового» значения K_1 по K -тарировке (5.3.3).

5.4 Определение связи протяженности кристаллических участков излома с коэффициентом интенсивности при торможении трещины K_{Ia}

Целесообразно получить графическое представление аналитического решения (5.1.13) в виде зависимости K_{Ia} от процента кристаллической составляющей (%C) в пробе ИППГ для конкретных значений t и σ_Y . Для этого для различных значений t и σ_Y , с учетом его динамического увеличения (т.е. для $\sigma_{тд} = 1,33\sigma_Y$), определяются значения β в зависимости от a , соответствующие:

а) $\beta \leq \beta_{max}$ – при этом значении принципиально возможно получение кристаллического участка;

б) $\beta_{cr} < \beta < \beta_{max}$, где β_{cr} - условие неограниченного распространения трещины (5.1.14). В качестве наиболее правдоподобной оценки критической деформации было принято $\varepsilon_{cr} = 0.30$, что, как показано в разделах 3.4 и 3.6, соответствует средней деформации в зоне ПНС для рассматриваемых сталей.

Значение β_{max} можно оценить исходя из зависимости J_{crit} от J_{1c} , представленной формулой (5.4.1), вытекающей из следующих соображений:

- наличие смешанного НДС на фронте движущейся туннелирующей хрупкой трещины с возможностью расширения участков ПНС у поверхностей при возрастании параметра нагрузки J ($\sim K^2$) (аналогично принятому при обосновании формулы (5.1.4));
- связь параметра, соответствующего условию разрушения (J_{crit}), с объемом «зоны процесса» ($\sim J^2$), вытекающей из принципа «слабого звена», [87, 120]:

$$J_{crit}^2 \left(1 - \frac{2CE}{t \cdot \sigma_Y^2} \cdot J_{crit} \right) = J_{1c}^2. \quad (5.4.1)$$

Зависимость (5.4.1) немонотонна – после достижения максимума J_1 дальнейшее возрастание J_{crit} должно сопровождаться спадом J_{1c} , что лишено физического смысла. Это, в свою очередь, физически должно означать, что при температурах выше достижения этой трещиностойкости, определенной в условиях ПД, хрупкие разрушения в условиях смешанного НДС на фронте трещины вообще оказываются невозможными.

Введя обозначение: $\lambda = \frac{2CE}{t \sigma_Y^2}$, и приравняв нулю производную функции $J_{crit}(J_{1c})$, заданную формулой (5.4.1), получаем:

$$(J_{1c})_{max} = 2/(3\sqrt{3}\lambda) \quad (5.4.2)$$

Соответствующее этому условию значение J_{crit} , которое может рассматриваться как максимальное, при котором могут регистрироваться хрупкие скачки трещины, равно

$$J_{crit} = 0.67/\lambda. \quad (5.4.3)$$

Переходя от равенства (5.4.2) к относительной трещиностойкости β получаем: $\beta = 0.384/2C$ (аналог условия (5.4.2)), и $\beta = 0.8/2C$ (аналог условия (5.4.3)). Тогда, принимая $C = 0.14$, получим: $\beta_{max} = 1.37$, а условие отсутствия проскоков трещины по хрупкому механизму, соответственно, имеет вид:

$$\beta \geq \beta_{max} = 1.37. \quad (5.4.4)$$

Процент кристаллической составляющей для образцов *ИПГ* определяется в соответствии со стандартами [14, 75, 82] как $\%C = (S_{xp}/S_{зач}) \cdot 100\%$, где:

$S_{зач} = t \cdot ((W - a_0) - 2t_p)$ – зачетная площадь излома, исключая участки длиной t_p примыкающие к нарезу и месту удара бойка;

$t_p = t$, при $t \leq 19$ мм, и $t_p = 19$ мм, при $t > 19$ мм;

$S_{хр}$ – площадь кристаллической составляющей в зачетной области.

В зависимости от соотношения длины трещины a и $t_p = F(t)$, принимая, что рассматривается туннелирующая хрупкая трещина, фронт которой считается треугольным, может рассматриваться три варианта – рисунок 5.4.1.

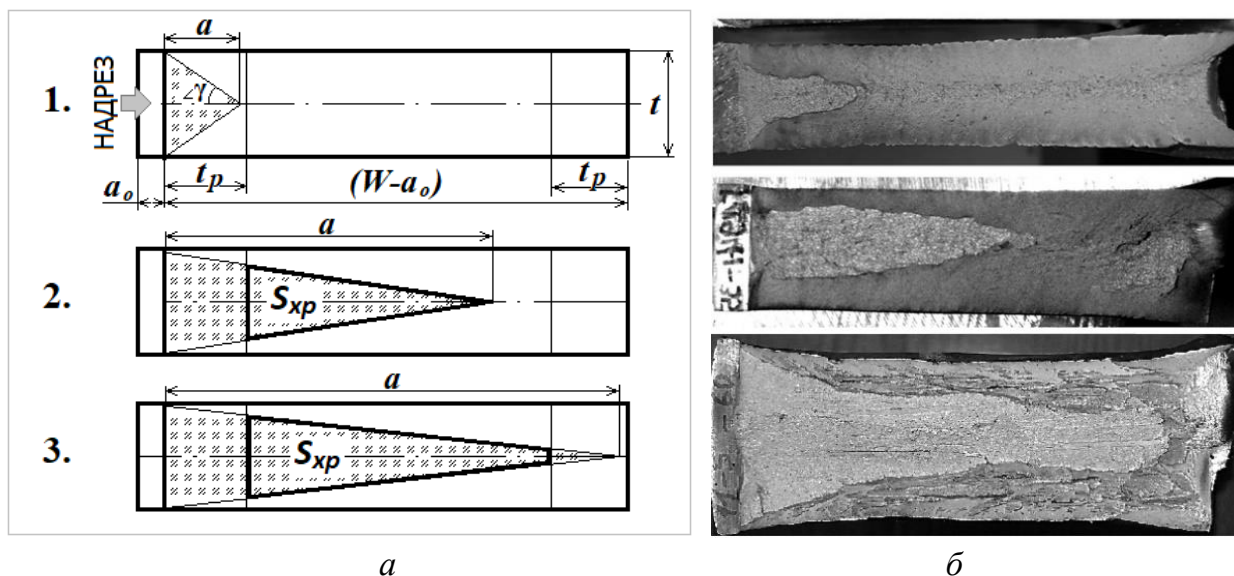


Рисунок 5.4.1 – Схема определения процентного содержания кристаллической составляющей в изломе образца *III-III* в зависимости от длины хрупкой трещины – a ; вид соответствующих кристаллических участков изломов – $б$.

Тогда площадь $S_{хр}$ определяется исходя из геометрических свойств подобных треугольников выражениями (5.4.5) – (5.4.7), при этом 2γ – угол при вершине трещины с треугольным фронтом, общий для семейства подобных треугольников, $tg\gamma = t/2a$.

$$1. S_{хр} = 0, \text{ при } a \leq t_p \quad (5.4.5)$$

$$2. S_{хр} = \frac{(a - t_p)^2 t}{2a}, \text{ при } t_p < a \leq ((W - a_0) - t_p) \quad (5.4.6)$$

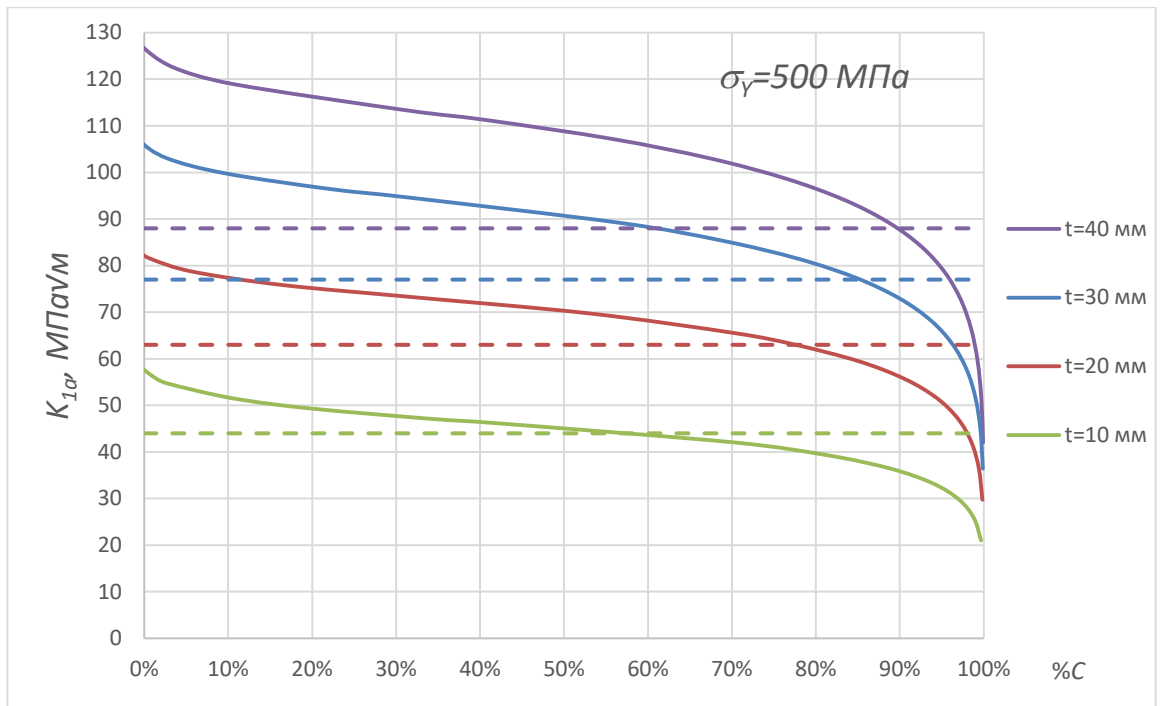
$$3. S_{хр} = \frac{(a - t_p)^2 t}{2a} - \frac{(a - ((W - a_0) - t_p))^2 t}{2a}, \text{ при } a > ((W - a_0) - t_p) \quad (5.4.7)$$

Из принимаемых геометрических построений и условия распространения трещины треугольником (рисунок 5.4.1) следует, что получение в зачетной области 100% кристаллической составляющей невозможно при любой длине трещины. Это физически обосновано: на поверхности всегда будут какие-то губы среза, более того это

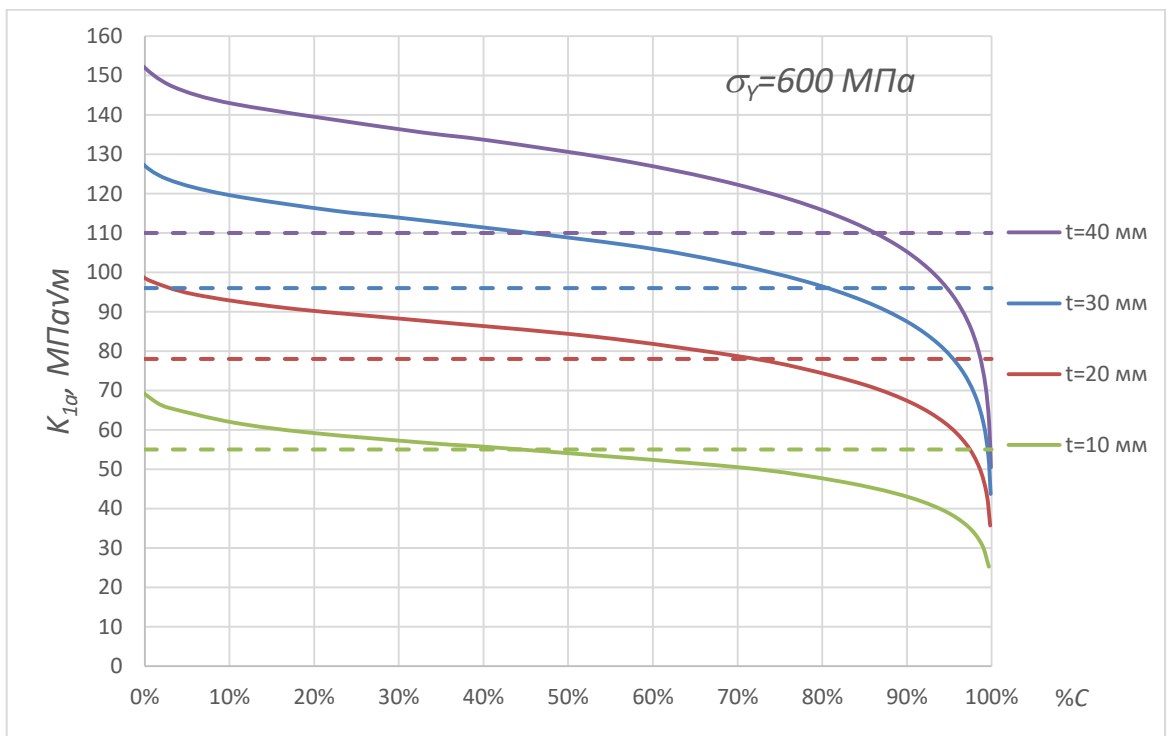
наблюдается экспериментально. На рисунке 3.3.8 в разделе 3.3 представлен излом образца толщиной 30 мм, испытанный при температуре минус 120 °С, при этом на фоне кристаллического излома наблюдаются губы среза $\approx 0,5-0,7$ мм. В ГОСТ 30456 отнесение излома к полностью хрупкому также условное, т.к. указано, что хрупкий излом, имеющий губы среза толщиной 0,5 мм и менее, следует считать соответствующим 0 % волокнистой составляющей ($\%C=100\%$) [14].

Таким образом, исходя из зависимости (5.1.13), представленной на рисунке 5.1.2, были получены номограммы зависимости K_{Ia} от $\%C$ в изломах *ИППГ* для варьируемых значений t и σ_Y – примеры для толщин $t = 10, 20, 30$ и 40 мм и пределов текучести $\sigma_Y = 500, 600, 700$ и 800 МПа представлены на рисунке 5.4.2 (*a-z*). При этом согласно условиям определения $\%C$, описанным выше, по оси абсцисс значение $\%C=0\%$ соответствует не нулевой длине хрупкой трещины, а длине, равной t_p . Абсцисса с координатой $\%C=50\%$ – соответствует длине трещины, равной 70 мм, что достигается при прохождении вершиной треугольной трещины всего нетто-сечения образца ($W-a_0$).

Горизонтальными пунктирными линиями показаны требуемые уровни K_{Ia} для конкретных t и σ_Y – условие абсолютного распространения трещины в конструкции. Эти уровни соответствует выполнению условия (5.1.14) – если оно выполнено и величина K_{Ia} равна или меньше этого уровня, то трещина будет распространяться неограниченно. При построении зависимостей на рисунке 5.4.2 принималось, что фактическое значение предела текучести при определении величины β соответствует принятому его значению при динамическом нагружении, равному $1,33\sigma_Y$.

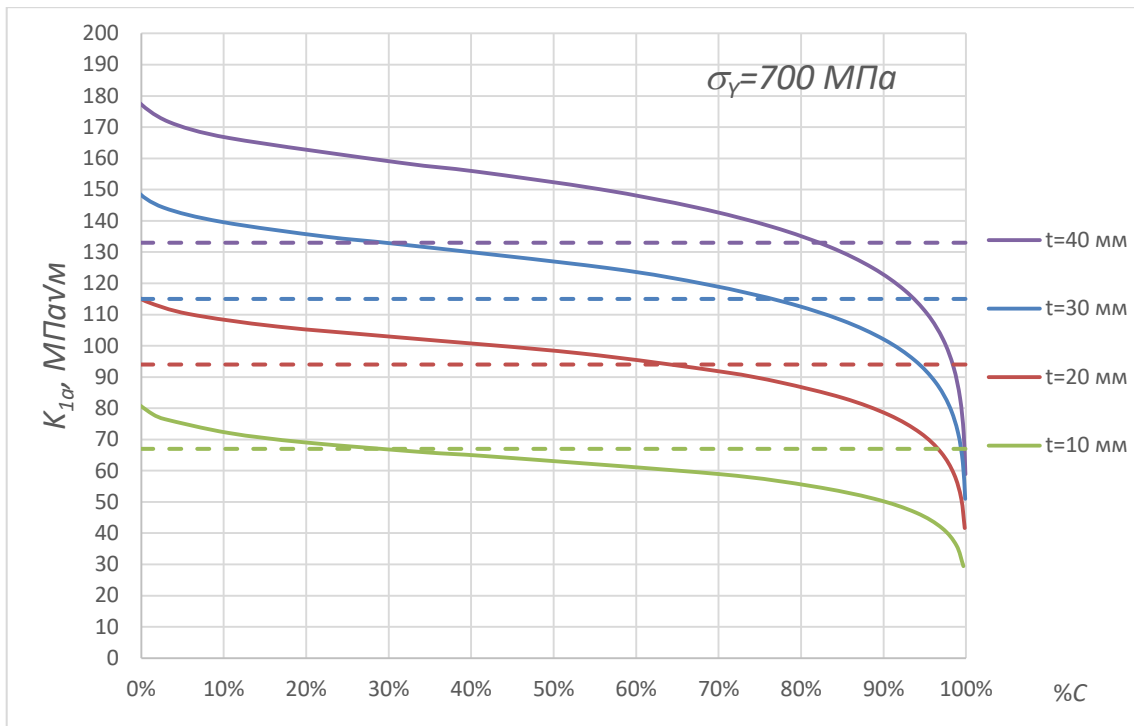


a)

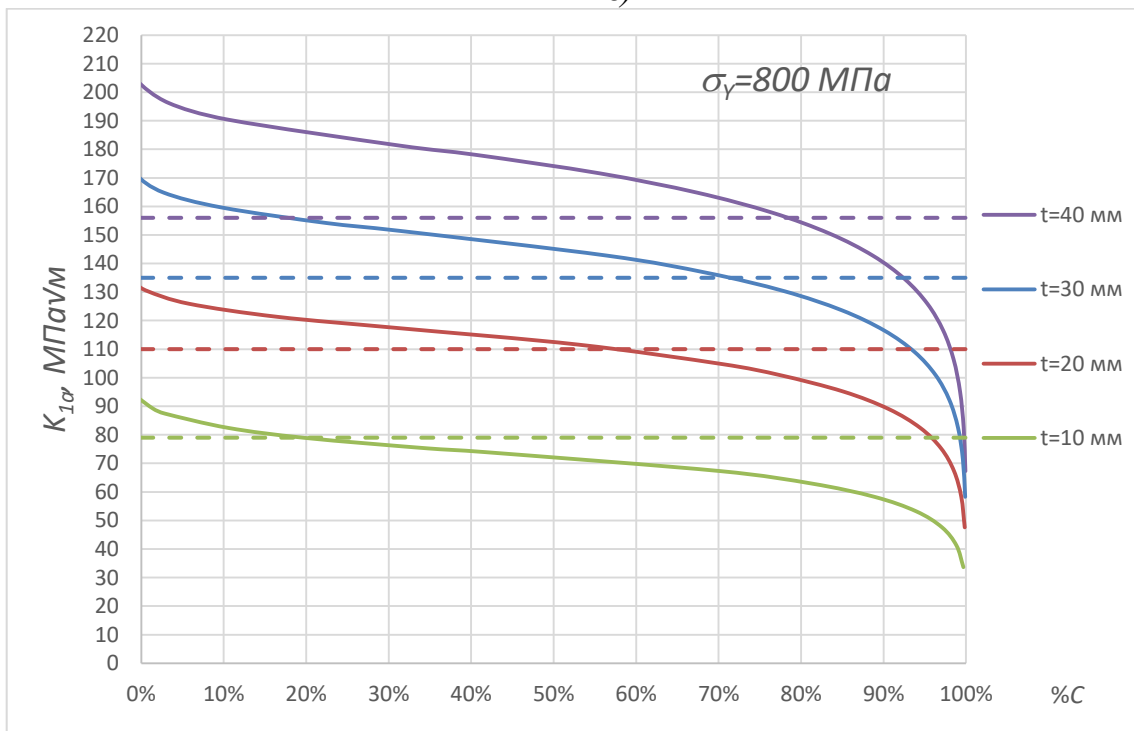


б)

Рисунок 5.4.2 (а-б) – Зависимости K_{1a} от $\%C$ для различных толщин от 10 до 40 мм и σ_γ от 500 до 800 МПа.



в)



г)

Рисунок 5.4.2 (в-г) – Зависимости $K_{1\sigma}$ от %C для различных толщин от 10 до 40 мм и σ_Y от 500 до 800 МПа.

На основании полученных зависимостей на рисунках 5.4.2 (а-г) построены зависимости максимально допустимого %C в изломе образцов ИПГ, соответствующего

условию торможения трещины в конструкции, от толщины t при различном пределе текучести – рисунок 5.4.3.

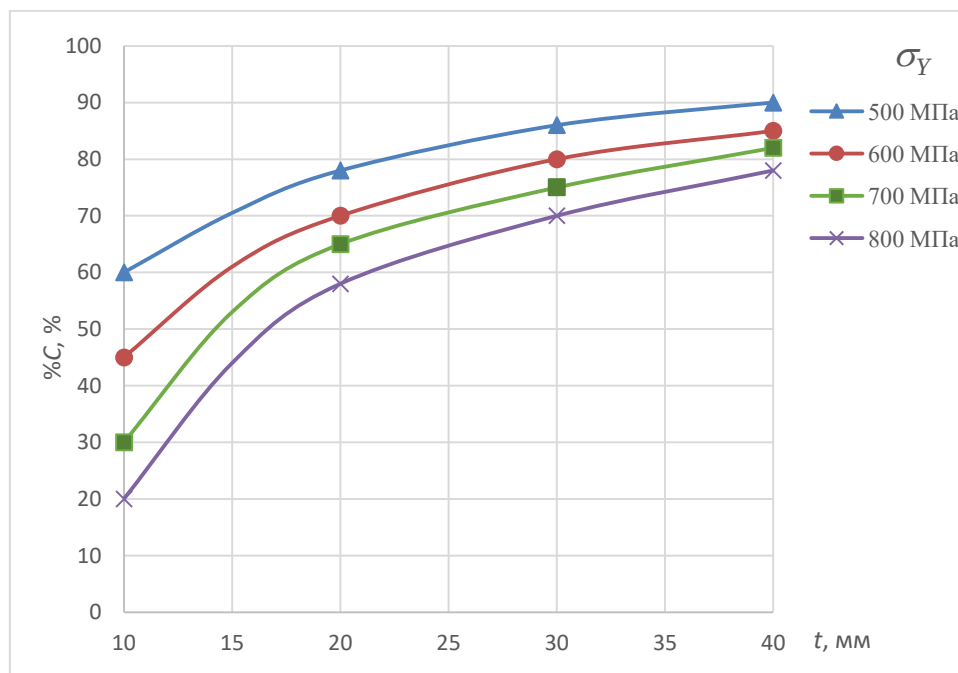


Рисунок 5.4.3 – Зависимость %C в изломе образцов *ИПГ*, соответствующего условию торможения трещины в конструкции, от толщины t для различных пределов текучести.

Таким образом видно, во-первых, что условие по содержанию кристаллической составляющей в образце *ИПГ*, соответствующее условию торможения трещины в конструкции, варьируется: например, для $\sigma_Y = 800$ МПа от ≤ 20 % до ≤ 78 % для толщин от 10 до 40 мм соответственно.

Во-вторых, факт содержания в изломе образца *ИПГ* максимального принятого %C (до 30 %) является необходимым для обеспечения условия торможения трещины в конструкции только для малых толщин (менее 10 мм) и предела текучести более 700 МПа. Для больших толщин и менее прочных материалов проба *ИПГ* оказывается более «жесткой» – образец разрушается хрупко при более высокой температуре испытаний, чем температура, при которой могут быть выполнены условия торможения трещины в конструкции.

Фактически это означает, что для каждой толщины и предела текучести необходимо вводить свои требования по %C (%B). Поскольку такие требования к испытаниям заведомо усложнили бы их, необходимо заявлять в качестве *ИПГ*

температуру, соответствующую одинаковому %C (%B) и вводить переменный температурный сдвиг как функцию не только толщины, но и предела текучести.

Для его оценки примем в соответствии с требованиями Правил классификации и постройки МПТ [52] и Правил классификации и постройки морских судов, часть XIII «Материалы» [50] за критерий значения %C = 15 % и 30 %, соответственно. Тогда, исходя из зависимостей на рисунке 5.4.2, для каждого сочетания t и σ_y можно определить два значения величины K_{Ia} : 1) K_{Ia}^K – по горизонтальной пунктирной линии (условие торможения хрупкой трещины в конструкции); 2) $K_{Ia}^{III\Gamma}$ – по кривой линии (зависимости K_{Ia} от %C в образце *IIIГ*). Результаты представлены в таблице 5.4.1.

Таблица 5.4.1 Результаты определения K_{Ia} для различных комбинаций толщины и предела текучести при содержании кристаллической составляющей 15 % и 30 %.

		$K_{Ia}^K / K_{Ia}^{III\Gamma}, \text{МПа}\sqrt{\text{м}}$			
		%C = 15 %			
$\sigma_y, \text{МПа}$	$t = 10 \text{ мм}$	$t = 20 \text{ мм}$	$t = 30 \text{ мм}$	$t = 40 \text{ мм}$	
500	44 / 50	63 / 76	77 / 98	88 / 118	
600	55 / 60	78 / 91	96 / 118	110 / 142	
700	67 / 71	94 / 105	115 / 138	133 / 165	
800	79 / 81	110 / 122	135 / 157	156 / 188	
		%C = 30 %			
$\sigma_y, \text{МПа}$	$t = 10 \text{ мм}$	$t = 20 \text{ мм}$	$t = 30 \text{ мм}$	$t = 40 \text{ мм}$	
500	44 / 48	63 / 74	77 / 95	88 / 114	
600	55 / 57	78 / 88	96 / 114	110 / 136	
700	67 / 67	94 / 103	115 / 132	133 / 160	
800	79 / 77	110 / 118	135 / 152	156 / 182	

На основании результатов таблицы 5.4.1 можно оценить величину температурного сдвига ΔT между температурой $T_{III\Gamma}$, соответствующей 85 %B или 70 %B, и температурой T_d конструкции для каждого случая. Величина ΔT имеет вид: $\Delta T = T_{III\Gamma} - T_d$. Для этого воспользуемся предложенной в ASME BPVC [77] формулой для температурной зависимости K_{Ia} , представляющей собой нижнюю огибающую экспериментальных данных по K_{Ia} для конструкционных низколегированных сталей:

$$K_{Ia} = 29,4 + 13,675 \exp[0,0261(T - RT_{NDT})], \quad (5.4.8)$$

где K_{Ia} в $\text{МПа}\sqrt{\text{м}}$, T и RT_{NDT} в $^{\circ}\text{C}$ [77].

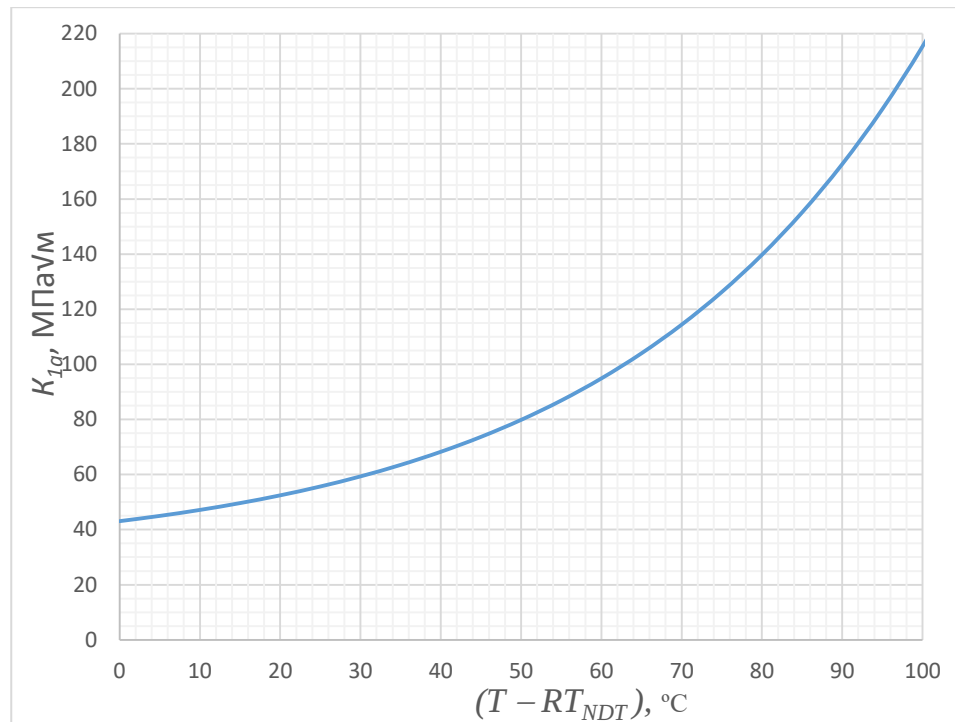


Рисунок 5.4.4 – Нижняя огибающая температурной зависимости K_{Ia} [77].

На основании зависимости (5.4.8) определены температурные сдвиги ΔT , соответствующие различию значений K_{Ia} для каждого сочетания t и σ_Y (таблица 5.4.1); результаты представлены в таблице 5.4.2 и на рисунке 5.4.5.

Таблица 5.4.2 Результаты определения температурного сдвига ΔT между температурами ИППГ (85 %B и 70 %B) и T_d конструкции.

		$\Delta T, ^\circ\text{C}$			
		%C = 15 %			
$\sigma_Y, \text{МПа}$	$t = 10 \text{ мм}$	$t = 20 \text{ мм}$	$t = 30 \text{ мм}$	$t = 40 \text{ мм}$	
500	12	13	14	16	
600	6	9	11	13	
700	4	7	9	11	
800	2	5	7	9	
		%C = 30 %			
$\sigma_Y, \text{МПа}$	$t = 10 \text{ мм}$	$t = 20 \text{ мм}$	$t = 30 \text{ мм}$	$t = 40 \text{ мм}$	
500	10	11	13	14	
600	3	6	9	11	
700	0	4	7	9	
800	-1	3	6	8	

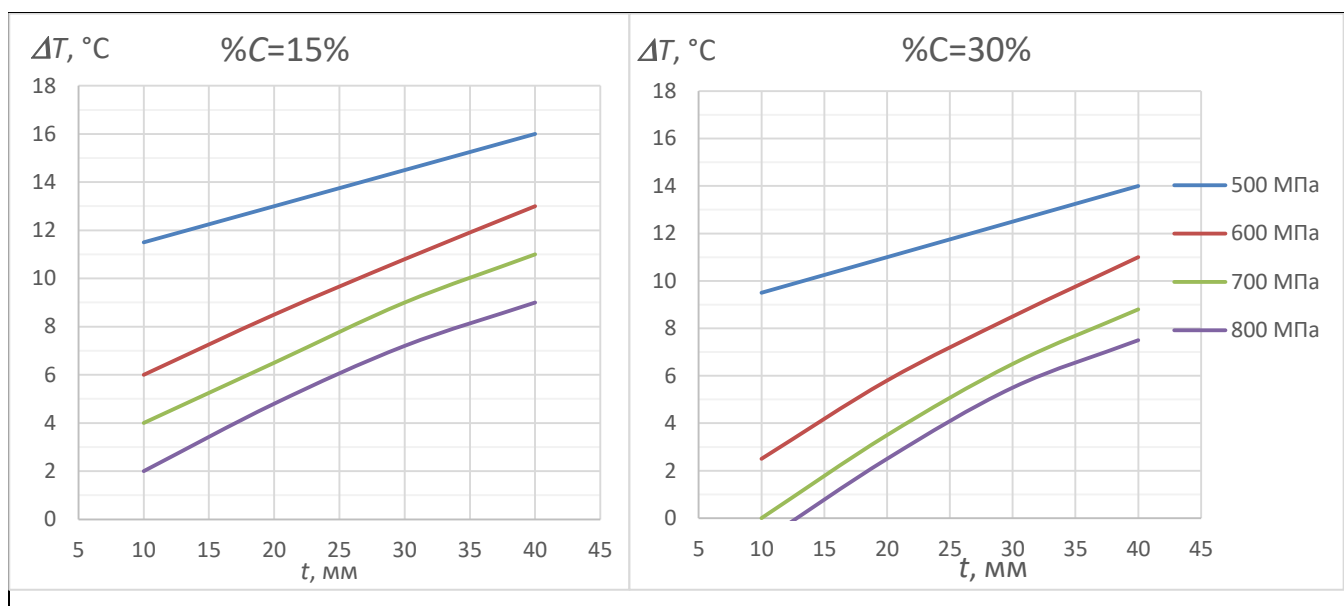


Рисунок 5.4.5 – Номограммы для определения температурного сдвига ΔT между температурами ИПГ (85 %B и 70 %B) и T_d конструкции для разных t и σ_y .

На сегодняшний день в Правилах классификации и постройки морских судов, часть XIII «Материалы» [50] для T_d относительно $T_{IIPG(DWT)}$ (70 %B) предусмотрен сдвиг $\Delta T = 10^\circ\text{C}$ только для толщин от 30 до 40 мм и без учета предела текучести стали; в правилах постройки МПТ [52] такой сдвиг вообще не предусмотрен. Полученные результаты свидетельствуют о возможности введения менее консервативных требований к результатам ИПГ (сделанные предложения см. ниже).

Переходя от связи содержания кристаллической составляющей излома образца ИПГ с температурой торможения трещины к определению снижения работы разрушения, соответствующего этому содержанию кристалла, и исходя из предположения об отсутствии затраты этой работы на распространение хрупкого разрушения, необходимо учесть тот факт, что при контроле вида излома вводится понятие «зачетного участка» излома, а при определении работы разрушения – результат определяется энергоемкостью всего излома.

Из предположения о треугольной форме фронта распространяющейся хрупкой трещины с помощью геометрических преобразований легко показать, какому значению процентного содержания кристаллической составляющей %C, определенному только для зачетной части излома, соответствует величина %C, определенная для всего излома целиком, без отбрасывания из рассмотрения участков, примыкающих к надрезу и месту удара бойком. Таким образом можно связать требования к %C при визуальной оценке

изломов *ИПГ* (при которых подразумевается определение его для зачетной области) с требованиями к результатам инструментированных *ИПГ* с определением $A_{л}$.

Площадь $\%C$ для зачетной площади излома определяется выражениями (5.4.5)-(5.4.7), а для всей площади излома следующим соотношением: $\%C = 0,5a/(W-a_0)$, результаты представлены в таблице 5.4.3.

Таблица 5.4.3 – Результаты сопоставления $\%C$, определяемой для зачетной области и всего излома *ИПГ*.

t , мм	$\%C$ в зачетной области	$\%C$ для всего излома	$\%C$ в зачетной области	$\%C$ для всего излома
7	15	21	30	33
10	15	23	30	34
15	15	26	30	35
≥ 19	15	27	30	36

Таким образом, в зависимости от принимаемой как допустимая (15 % либо 30 %) кристаллической составляющей в изломе, при инструментированных *ИПГ* приемлемым будет считается результат испытаний, когда при расчетной температуре конструкции будет получена величина поглощенной энергии $A_{л}$ на 21-27 % и 33-36 % ниже её максимальной оценки, соответственно. Соответствующие предложения по регламентации работы разрушения, связывающие снижение максимального значения $A_{л}$ с содержанием кристаллической составляющей, приведены ниже в главе 6.

5.5 Сопоставление результатов расчетного моделирования хрупких разрушений при *ИПГ* с экспериментальными данными

5.5.1 Прогнозирование интервала температуры вязко-хрупкого перехода при *ИПГ*

Для расчетной оценки интервала температуры вязко-хрупкого перехода воспользуемся значениями K_{Ia} , соответствующими на рисунке 5.4.2 началу появления кристаллической составляющей в зачетной области: $\%C=0\%$ и событию, определяемому как практически полностью хрупкое разрушение образца: $\%C=90\%$.

Величину ΔT определяем по зависимости на рисунке 5.4.4. Очевидно, что результат будет зависеть от выбранного варианта t и σ_Y , однако эта зависимость слабая. Для двух толщин и двух пределов текучести результаты представлены в таблице 5.5.1.

Таблица 5.5.1 – Результаты оценки температурного диапазона вязко-хрупкого перехода в образце *ИПГ* для разных t и σ_Y .

t	σ_Y	K_{Ia} начала/конца вязко-хрупкого перехода по рис. 5.4.2	Соответствующий температурный диапазон по формуле 5.4.8, [71]
мм	МПа	МПа√м	°C
40	600	152 / 105	84-65= 19
20		98 / 67	62-39= 23
40	800	203 / 140	97-80= 17
20		131 / 90	77-57= 20

Как отмечалось выше, этот результат ($\Delta T = 17-23$ °C) может соответствовать только тем экспериментальным данным, где в изломе *ИПГ* отсутствовали расщепления, размывающие вязко-хрупкий переход и характерные для сталей ТМО. Из вышеприведенных к таким относятся результаты, приведенные на рисунке 1.8 (сталь после нормализации) и на рисунке 3.2.1 (стали после полного цикла термического улучшения). Однако эти данные относятся только к прокату толщиной до 20 мм. Приемлемость такой оценки для больших толщин должна быть экспериментально проверена. Опубликованные данные [20], рисунок 5.5.1, свидетельствуют о возрастании температурного интервала вязко-хрупкого перехода при *ИПГ* с увеличением толщины, что не описывается в рамках предложенного подхода. Возможно, это связано с возрастанием в изломах количества расщеплений и увеличением их протяженности, что более свойственно толстолистовому прокату. Информация о наличии таких расщеплений в [20] отсутствует.

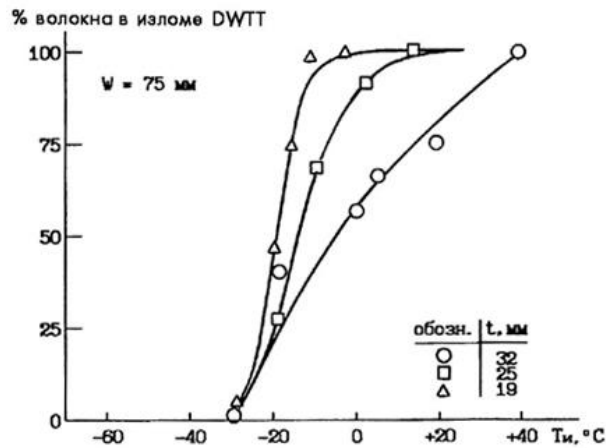


Рисунок 5.5.1 Температурные зависимости содержания волокнистой составляющей в изломе образцов ИППГ из стали К56 для разных толщин [20].

5.5.2 Смещение температуры $T_{ИППГ}$ (T_{DWTT}) при испытаниях образцов уменьшенной толщины

В связи с частым отсутствием копров достаточной энергоемкости для испытаний металла проката и металла труб толщин свыше 19 мм существующим ГОСТ 30456 допускается возможность испытаний образцов, состроганных до толщины 19 мм. При этом требуемое содержание волокнистой составляющей должно быть достигнуто при температуре ниже регламентируемой на величину температурного сдвига, зависящего от разности толщин. Очевидно, что введенные в стандарт значения сдвига были получены на достаточно представительной экспериментальной базе и могут рассматриваться как материал для проверки модели.

Для расчетной оценки необходимого смещения используем температурную зависимость K_{Ia} (рисунок 5.4.4) и определим значения K_{Ia} , соответствующие сопоставляемым толщинам при регламентируемых значениях %C (рисунок 5.4.2). Получено, что независимо от предела текучести (который оказывает очень слабое влияние в пределах 1 °C в рассматриваемых пределах категорий прочности и толщин), при переходе от толщины 40 мм к 19 мм необходимо снижение температуры на 23 °C; от 29 к 19 мм – 15 °C, от 22 к 19 мм – 5 °C. Учитывая значение необходимого снижения для соответствующих толщин приведённое в ГОСТе и равное 17, 11 и 6 °C, соответственно,

можно заключить, что предлагаемая модель даёт удовлетворительный результат по предсказанию необходимого температурного сдвига для разных толщин.

5.3.3 Соотношение критических температур вязко-хрупкого перехода I_{III} и NDT .

В таблице 5.5.2 представлены результаты испытаний по определению критических температур по методикам I_{III} , NDT для различных сталей и толщин. Отметим, что образцы NDT имеют стандартизированную толщину, а в случае I_{III} применяются как полнотолщинные, так и образцы уменьшенной до 19 мм толщины, строганные с двух сторон. За $T_{I_{III}}$ принималась определяемая в соответствии с ГОСТ 30456 [14] температура, при которой в зачетной области излома содержалось 70 % волокнистой составляющей.

Таблица 5.5.2 Результаты определения критических температур T_{NDT} и $T_{I_{III}}$ для различных марок сталей и толщин.

Материал	σ_Y	Изделие	t	Тип образца I_{III}	T_{NDT}	$T_{I_{III}}$ (70 %)	$T_{I_{III}} - T_{NDT}$
-	МПа	-	мм	-	°C	°C	°C
K60	545	штрипс	26,8	ПТ ¹	-90	-40	50
X70	548	штрипс	30,9	ПТ	-100	-40	60
X80	585	штрипс	27,7	ПТ	-115	-70	45
K60	535	труба	26,8	ПТ	-65	-20	45
X70	540	труба	26,8	ПТ	-75	-5	70
X80	565	труба	27,7	ПТ	-105	-50	55
X80	550	труба	27,7	Ст.19 мм ²	-90	-30	60
X80	590	труба	29	Ст.19 мм	-90	-25	65
X70	525	труба	30,9	Ст.19 мм	-75	-25	50
K60	550	труба	26	Ст.19 мм	-85	-25	60
K60	550	труба	40	Ст.19 мм	-70	0	70
X70	530	труба	40	Ст.19 мм	-70	0	70
F690	790	лист	150	Ст.19 мм	-100	-35	65

¹ ПТ – полнотолщинный образец.
² Ст.19 мм – строганный до толщины $t = 19$ мм образец, температура $T_{I_{III}}$ определялась с учетом необходимой температурной поправки, рассчитанной на основе предложенной модели (см. p.5.5.2).

В таблице представлены в основном трубные стали, склонные к расщеплениям, но также есть результаты для стали F690, имеющей гомогенный излом без расщеплений. В

целом наблюдается, что температура $T_{III}^{70\%}$ выше, чем температура NDT . Исходя из тезиса, что эти критические температуры определяются величиной K_{Ia} , можно количественно сопоставить их температурные различия, полученные экспериментально, с предсказываемыми исходя из получаемых оценок K_{Ia} и всё той же температурной зависимости $K_{Ia}(T)$ – рисунок 5.4.4.

Среднее значение сдвига температуры III по отношению к NDT по данным таблицы 5.5.2 составляет $60\text{ }^{\circ}\text{C}$, при разбросе от 45 до $70\text{ }^{\circ}\text{C}$ – рисунок 5.5.2. Такому среднему сдвигу согласно температурной зависимости K_{Ia} (выражение (5.4.8), рисунок 5.4.4) соответствует величина $K_{Ia} \approx 95\text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ при T_{III} . Исходя из построений на рисунке 5.4.2 для вариантов проката, представленных в таблице, величина K_{Ia} действительно находится в диапазоне $90\text{--}115\text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$.

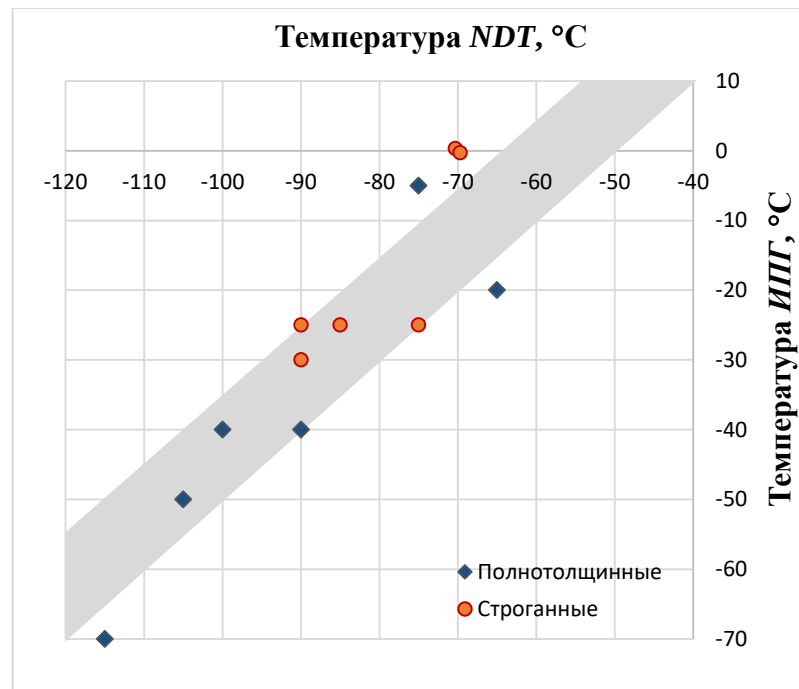


Рисунок 5.5.2 – Сопоставление температур вязко-хрупкого перехода T_{NDT} и $T_{III}^{70\%}$.

Наибольший интерес из представленных в таблице 5.5.1 представляет результат испытаний образцов из стали F690, произведенной методом З+О, в изломе которых нет расщеплений, а форма фронта хрупкой трещины полностью соответствует принятой выше модели (рисунок 5.4.1), представляя собой треугольник (рисунок 3.2.4). Разница полученных температур $T_{III}^{70\%B}$ и NDT составляет $65\text{ }^{\circ}\text{C}$, этому соответствует $K_{Ia} \approx 105\text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ при T_{III} .

По номограмме на рисунке 5.4.2 (г) величина K_{Ia} , соответствующая 70% волокнистой составляющей при *ИПГ*, равна $115 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$, что по зависимости на рисунке 5.4.4 соответствует сдвигу между температурами $T_{ИПГ}$ и NDT , равному 70°C – что близко к 65°C . Это говорит о корректности выполненных оценок, связывающих количество кристаллической составляющей в изломе образца *ИПГ* с величиной K_{Ia} , а также оценок величины необходимого температурного сдвига.

Выводы по главе 5

1. На базе расчетной модели распространения хрупкого разрушения в пластине при номинально-упругом деформировании при смешанном (плоская деформация/плоское напряженное состояние) типе деформирования на фронте трещины предложена процедура (номограмма), связывающая относительную длину проскока трещины $\sqrt{a}/t$ с параметром относительной трещиностойкости β и определяющая величину β , обеспечивающую торможение хрупкого разрушения в конструкции с учетом величины предельной деформации при ПНС.

2. По результатам моделирования МКЭ процесса деформирования образца ИПГ установлено, что при его разрушении в области значительных номинальных пластических деформаций, распространяющихся на все сечение образца (что является необходимым для зарождения трещины в надрезе), запасенной упругой энергии в образце достаточно даже для нестабильного разрушения материала по вязкому механизму распространения трещины. Таким образом, упругая энергия в образце присутствует с большим избытком, и старт или остановка хрупкого разрушения определяется не дефицитом упругой энергии в образце, а условиями распространения и торможения хрупкого разрушения, определенными для плоского элемента конструкции в условиях номинально-упругого нагружения и контролируемые параметром относительной трещиностойкости β .

3. Предложена расчетная схема связи содержания кристаллической составляющей в изломе образца *ИПГ* с величиной β при варьируемом пределе текучести и толщине образца. Получено, что существующий критерий при оценке результата

испытания *ИППГ* – т.е. определенное содержание вязкой/хрупкой составляющей в изломе (обычно $\geq 70 \%B$), одновременно являющийся и событием «остановка хрупкой трещины» в образце, является необходимым для выполнения условия торможения хрупкой трещины в конструкции только для малых толщин (10 мм и менее) при значении σ_Y более 700 МПа. Для больших толщин и сталей менее прочных сталей проба *ИППГ* оказывается более жесткой – образец разрушается хрупко при более высокой температуре, чем температура торможения трещины в конструкции. Поэтому при оценке расчетной температуры конструкции T_D целесообразно вводить для неё температурный сдвиг относительно определяемой $T_{ИППГ}$, который зависит от толщины и предела текучести материала.

4. Корректность оценок, связывающих количество кристаллической составляющей в изломе образца *ИППГ* с величиной K_{Ia} , подтверждается соотношением температурных зависимостей вязко-хрупкого перехода при *ИППГ* образцов различной толщины и соотношением критических температур *ИППГ* и *NDT*.

5. Предложен эквивалентный переход от регламентации процентного содержания волокнистой составляющей в изломе образца *ИППГ* к соответствующему уровню снижения поглощённой энергии, по отношению к регистрируемой при полностью вязком разрушении.

Глава 6 Разработка стандарта предприятия по испытаниям и предложений по регламентации работы разрушения образцов *ИПГ*

6.1 Разработка стандарта организации по инструментированным испытаниям *ИПГ*

На основании результатов работы, приведенных в главах 2 и 3, разработан и введен в действие стандарт организации (СТО) СТО-07516250-283-2024 «Определение поглощенной энергии при проведении испытаний на ударный изгиб падающим грузом. Методика испытаний» [62]. Область применения стандарта распространяется на *ИПГ* полнотолщинных образцов и образцов уменьшенной толщины, изготовленных из листового проката толщиной от 7,5 мм и бесшовных и сварных труб наружным диаметром от 500 мм с толщиной стенки от 7,5 мм из конструкционных сталей, применяемых для строительства трубопроводов, судов, морских технических сооружений и иных конструкций. Стандарт регламентирует способ определения поглощенной энергии при *ИПГ* на оборудовании, установленном в ЦНИИ КМ «Прометей» – вертикальном копре с максимальной энергией удара 60 кДж и бесконтактной лазерной измерительной системе на основе виброметра OFV-5000.

Измерение поглощённой энергии по разработанному СТО проводится при проведении стандартных испытаний *ИПГ* на вертикальных копрах в соответствии как с отечественным ГОСТ 30456-2021, так и с зарубежными стандартами API RP 5L3, ASTM E436 и EN 10274.

В разработанном СТО даны рекомендации по оценке необходимой высоты сброса груза для обеспечения, с одной стороны, гарантированного разрушения образца одним ударом бойка и, с другой стороны, исключения избыточного запаса энергии удара копра, что может привести к преждевременному выходу из строя амортизаторов и износа составных частей копра. Высота сброса определяется исходя из прогнозируемой поглощённой образцом при вязком разрушении энергии A_D по формуле (3.4.9), при этом учитываются толщина образца и категория прочности материала.

Стандарт устанавливает значение прогиба образца, при котором определяется значение поглощенной энергии (2.4, глава 2), соответствующее разрушению практически всего нетто-сечения образца, при этом исключая из рассмотрения работу, совершаемую на долом перемычки между половинками физически разрушенного образца, и работу амортизаторов копра.

Разработанный стандарт содержит пошаговое описание настройки и подготовки измерительной системы к работе, непосредственно проведение испытаний, порядок работы с получаемыми данными и их анализ.

6.2 Предложения по регламентации поглощенной энергии при корректировке нормативной документации

Выполненные исследования позволяют сделать вывод о том, что комплекс мер по измерению поглощенной энергии при инструментированных *ИППГ* и её регламентация может служить альтернативным методом контроля температуры $T_{ИППГ}$, при определении расчетной температуры конструкции T_d с целью предотвращения хрупких разрушений, особенно в том случае, когда не выполняется требование по критерию содержания кристаллической составляющей.

Методологию регламентации поглощённой энергии можно базировать на назначении в качестве критерия допустимого уровня снижения A_L , основанного на оценке поглощённой энергии для материала при полностью вязком разрушении – $A_L^{вязк}$ и корреляции работы распространения трещины с количеством кристаллической составляющей в изломе. Как было показано выше, по результатам замеров деформации под участками хрупкого разрушения работа продвижения хрупкой трещины *ИППГ* мала и ей можно пренебречь, а величина A_L обратно пропорциональна содержанию %С, определенного для полной площади излома.

Базируясь на существующих требованиях Правил [50] и [52] к величине %В в зачетной области при $T_{ИППГ}$ на уровне 70 % и 85 %, соответственно, по результатам таблицы 5.4.3, можно ввести эквивалентный критерий допустимого снижения A_L при $T_{ИППГ}$. Тогда в зависимости от принимаемого критерия: 70 % либо 85 % волокнистой

составляющей в изломе, при инструментированных *ИПП* приемлемым будет считаться результат испытаний, когда будет получена величина поглощенной энергии A_{II} на определенную величину ниже её максимальной оценки $A_{II}^{вязк}$ при ПНС. Результирующие требования к допустимому уровню $A_{II}^D = (A_{II} / A_{II}^{вязк}) \cdot 100\%$ в зависимости от принимаемого критерия по содержанию волокнистой составляющей в изломе и толщины образцов представлены в таблице 6.2.1.

Таблица 6.2.1 – Расчетный уровень A_{II}^D для различных требований по доле волокнистой составляющей в изломах.

t , мм	Критерий по виду излома – % B , %	A_{II}^D , %	Критерий по виду излома – % B , %	A_{II}^D , %
7,5	85	79	70	67
10,0		77		66
15,0		75		65
$\geq 19,0$		73		64

Учитывая неизбежную погрешность сделанных вычислений и исходя из необходимости консервативных оценок следует принять: допустимый уровень снижения поглощенной энергии A_{II}^D равен 80 % для конструкций трубопроводов и 70 % для судокорпусных конструкций.

Оценка максимальной поглощённой работы $A_{II}^{вязк}$ – может быть сделана согласно выражению (3.4.9) и номограмме на рисунке 3.4.9, в указанных в разделе 3.4 в пределах применимости данного эмпирического выражения. Однако, т.к. формула (3.4.9) базируется на ограниченном количестве экспериментальных данных по категориям прочности и маркам сталей, и таким образом, результаты вычислений могут давать существенные отклонения, целесообразно определять $A_{II}^{вязк}$ для конкретного материала. Она может быть определена при испытаниях как средняя величина, как минимум, для двух образцов, испытанных при температуре, соответствующей полностью вязкому разрушению (100 % B , определяемой в полной площади излома), рекомендуемая температура 20 ± 5 °С, либо выше при невыполнении последнего условия.

Установление критерия к уровню поглощённой энергии при *ИПП*, гарантирующему отсутствие протяженного вязкого разрушения магистральных трубопроводов, т.е. обеспечение торможения вязкой трещины, на основе результатов проведенных исследований и существующих литературных данных на сегодняшний

день оказывается затруднительным. Необходим большой объем исследований с использованием инструментированных *ИПП* в сопоставлении с полномасштабными пневматическими полигонными испытаниями труб. Однако на основании полученных результатов можно утверждать, что при полностью вязких разрушениях наличие влияния на величину A_D факторов, определяющих и результаты полигонных испытаний: интенсивности расщеплений и величины равномерной деформации [42], делает целесообразным ее определение для металла газопроводов. В качестве рекомендации можно говорить о том, что при выборе трубной продукции при строительстве конкретных проектов оценка контроля вязких разрушений на основе результатов определения поглощенной энергии при *ИПП* должна ограничиваться сопоставительным сравнением по величине A_D .

Ниже в таблице 6.2.2 представлены предложения по внесению изменений в Правила классификации и постройки морских судов. Часть XIII «Материалы» [50] и Правила классификации и постройки морских подводных трубопроводов [52]:

Таблица 6.2.2 Предлагаемые изменения в нормативные документы [50] и [52].

документ и пункт	Существующая редакция	Предлагаемая																																																								
[50], 3.5.3.3.4	3.5.3.3.4 По результатам испытаний на NDT, T_{kb} и $DWTT$ определяются расчетные температуры материала для каждого вида испытаний ($T_D(NDT)$, $T_D(T_{kb})$, $T_D(DWTT)$), наивысшая из этих температур обозначается как $T_D(b-d)$, которая принимается за температуру вязко-хрупкого перехода представленной стали. Определение значений температур $T_D(NDT)$, $T_D(T_{kb})$, $T_D(DWTT)$ для стали с индексом "Arc" в зависимости от толщины проката производится согласно табл. 3.5.3.3.4. Таблица 3.5.3.3.4 Определение температур $T_d(NDT)$, $T_d(T_{kb})$ <table><tr><th>Толщина проката, мм</th><th>$T_{D(NDT)}$, °C</th><th>$T_{D(T_{kb})}$, °C</th><th>$T_{D(DWTT)}$, °C</th></tr><tr><td>От 10 до 15 вкл.</td><td>-</td><td>T_{KB}</td><td>$DWTT$</td></tr><tr><td>Свыше 15 до 25 вкл.</td><td>NDT</td><td>T_{KB}</td><td>$DWTT$</td></tr><tr><td>Свыше 25 до 30 вкл.</td><td>$NDT + 15$</td><td>T_{KB}</td><td>$DWTT$</td></tr><tr><td>Свыше 30 до 40 вкл.</td><td>$NDT + 20$</td><td>$T_{KB} - 15$</td><td>$DWTT - 10$</td></tr><tr><td>Свыше 40 до 50 вкл.</td><td>$NDT + 25$</td><td>$T_{KB} - 25$</td><td>-</td></tr><tr><td>Свыше 50 до 60 вкл.</td><td>$NDT + 30$</td><td>$T_{KB} - 30$</td><td>-</td></tr><tr><td>Свыше 60</td><td>$NDT + 30$</td><td>¹</td><td>-</td></tr></table> ¹ - При дополнительном условии: $T_{kb} < 0,5 T_{D(NDT)} + 15$. Примечание. Дополнительное условие означает $T_{kb} \leq -5^{\circ}\text{C}$ для Arc40, и $T_{kb} \leq -15^{\circ}\text{C}$ для Arc60. Для металла толщиной 40 мм и более, при получении различия между температурами NDT и T_{kb} более 50 °C, для контроля неоднородности свойств материала по сопротивлению хрупкому разрушению, могут быть проведены дополнительные испытания NDT образцов, вырезанных из середины толщины проката в соответствии с 2.2.10.3. Температура NDT, полученная при данных испытаниях, может рассматриваться как заменяющая температуру $T_D(T_{kb})$. Возможно определение $T_{D(b-d)}$ на основе определения одной или двух температур вязко-хрупкого перехода: $T_{D(NDT)}$, $T_{D(T_{kb})}$ или $T_{D(DWTT)}$.	Толщина проката, мм	$T_{D(NDT)}$, °C	$T_{D(T_{kb})}$, °C	$T_{D(DWTT)}$, °C	От 10 до 15 вкл.	-	T_{KB}	$DWTT$	Свыше 15 до 25 вкл.	NDT	T_{KB}	$DWTT$	Свыше 25 до 30 вкл.	$NDT + 15$	T_{KB}	$DWTT$	Свыше 30 до 40 вкл.	$NDT + 20$	$T_{KB} - 15$	$DWTT - 10$	Свыше 40 до 50 вкл.	$NDT + 25$	$T_{KB} - 25$	-	Свыше 50 до 60 вкл.	$NDT + 30$	$T_{KB} - 30$	-	Свыше 60	$NDT + 30$	¹	-	Предлагается новая редакция п. 3.5.3.3.4: 3.5.3.3.4 По результатам испытаний на NDT, T_{kb} определяются расчетные температуры материала для каждого вида испытаний ($T_D(NDT)$, $T_D(T_{kb})$), наивысшая из этих температур обозначается как $T_D(b-d)$, которая принимается за температуру вязко-хрупкого перехода представленной стали. Определение значений температур $T_D(NDT)$, $T_D(T_{kb})$ для стали с индексом "Arc" в зависимости от толщины проката производится согласно табл. 3.5.3.3.4. Таблица 3.5.3.3.4-1 Определение температур $T_d(NDT)$, $T_d(T_{kb})$ <table><tr><th>Толщина проката, мм</th><th>$T_{D(NDT)}$, °C</th><th>$T_{D(T_{kb})}$, °C</th></tr><tr><td>От 10 до 15 вкл.</td><td>-</td><td>T_{KB}</td></tr><tr><td>Свыше 15 до 25 вкл.</td><td>NDT</td><td>T_{KB}</td></tr><tr><td>Свыше 25 до 30 вкл.</td><td>$NDT + 15$</td><td>T_{KB}</td></tr><tr><td>Свыше 30 до 40 вкл.</td><td>$NDT + 20$</td><td>$T_{KB} - 15$</td></tr><tr><td>Свыше 40 до 50 вкл.</td><td>$NDT + 25$</td><td>$T_{KB} - 25$</td></tr><tr><td>Свыше 50 до 60 вкл.</td><td>$NDT + 30$</td><td>$T_{KB} - 30$</td></tr><tr><td>Свыше 60</td><td>$NDT + 30$</td><td>¹</td></tr></table> ¹ - При дополнительном условии: $T_{kb} < 0,5 T_{D(NDT)} + 15$. Примечание. Дополнительное условие означает $T_{kb} \leq -5^{\circ}\text{C}$ для Arc40, и $T_{kb} \leq -15^{\circ}\text{C}$ для Arc60. Для металла толщиной 40 мм и более, при получении различия между температурами NDT и T_{kb} более 50 °C, для контроля неоднородности свойств материала по сопротивлению хрупкому разрушению, могут быть проведены дополнительные испытания NDT образцов, вырезанных из середины толщины проката в соответствии с 2.2.10.3. Температура NDT, полученная при данных испытаниях, может рассматриваться как заменяющая температуру $T_D(T_{kb})$. Для металла толщиной менее 40 мм испытания для определения T_{kb} в этом случае могут быть заменены испытаниями $DWTT$ в соответствии с 2.2.10.4. В этом случае величина $T_{D(DWTT)}$, определенная по таблице 3.5.3.3.4-2 может быть принята как температура $T_{D(b-d)}$.	Толщина проката, мм	$T_{D(NDT)}$, °C	$T_{D(T_{kb})}$, °C	От 10 до 15 вкл.	-	T_{KB}	Свыше 15 до 25 вкл.	NDT	T_{KB}	Свыше 25 до 30 вкл.	$NDT + 15$	T_{KB}	Свыше 30 до 40 вкл.	$NDT + 20$	$T_{KB} - 15$	Свыше 40 до 50 вкл.	$NDT + 25$	$T_{KB} - 25$	Свыше 50 до 60 вкл.	$NDT + 30$	$T_{KB} - 30$	Свыше 60	$NDT + 30$	¹
Толщина проката, мм	$T_{D(NDT)}$, °C	$T_{D(T_{kb})}$, °C	$T_{D(DWTT)}$, °C																																																							
От 10 до 15 вкл.	-	T_{KB}	$DWTT$																																																							
Свыше 15 до 25 вкл.	NDT	T_{KB}	$DWTT$																																																							
Свыше 25 до 30 вкл.	$NDT + 15$	T_{KB}	$DWTT$																																																							
Свыше 30 до 40 вкл.	$NDT + 20$	$T_{KB} - 15$	$DWTT - 10$																																																							
Свыше 40 до 50 вкл.	$NDT + 25$	$T_{KB} - 25$	-																																																							
Свыше 50 до 60 вкл.	$NDT + 30$	$T_{KB} - 30$	-																																																							
Свыше 60	$NDT + 30$	¹	-																																																							
Толщина проката, мм	$T_{D(NDT)}$, °C	$T_{D(T_{kb})}$, °C																																																								
От 10 до 15 вкл.	-	T_{KB}																																																								
Свыше 15 до 25 вкл.	NDT	T_{KB}																																																								
Свыше 25 до 30 вкл.	$NDT + 15$	T_{KB}																																																								
Свыше 30 до 40 вкл.	$NDT + 20$	$T_{KB} - 15$																																																								
Свыше 40 до 50 вкл.	$NDT + 25$	$T_{KB} - 25$																																																								
Свыше 50 до 60 вкл.	$NDT + 30$	$T_{KB} - 30$																																																								
Свыше 60	$NDT + 30$	¹																																																								

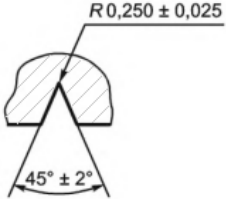
Таблица 3.5.3.3.4-2

Определение температур $T_{d(DWTT)}$

Толщина проката, мм	$T_{D(DWTT)}, ^\circ C$		
	$R_{p0.2}, МПа$		
	≤ 500	$500 < R_{p0.2} \leq 620$	> 620
От 10 до 15 вкл.	$DWTT-10$	$DWTT$	$DWTT$
Свыше 15 до 25 вкл.	$DWTT-10$	$DWTT$	$DWTT$
Свыше 25 до 30 вкл.	$DWTT-10$	$DWTT-5$	$DWTT$
Свыше 30 до 40 вкл.	$DWTT-10$	$DWTT-10$	$DWTT-5$
Свыше 40 до 50 вкл.	-	-	-
Свыше 50 до 60 вкл.	-	-	-
Свыше 60	-	-	-

Возможно определение $T_{D(b-d)}$ на основе определения одной или двух температур вязко-хрупкого перехода: $T_{D(NDT)}$, $T_{D(Tkb)}$ или $T_{D(DWTT)}$.

[50], 2.2.10.4	Температуру $DWTT$ определяют при испытаниях падающим грузом как температуру, соответствующую 70 % волокнистой составляющей в изломе образца натурной толщины t с острым надрезом, разрушаемого при ударном нагружении со скоростью 5 — 8 м/с. Основные размеры образца: высота образца — 75 ± 2 мм, длина образца — 300 ± 5 мм; расстояние между опорами — 252 ± 2 мм.	Добывать после текст: Определение поглощённой энергии A_L [Дж] при испытаниях по методу $DWTT$ по требованию Регистра может быть выполнено как дополнительное для металла листового проката вне связи с результатами определения вида излома. Методика приведена в 2.2.10.4.1.
[50], 2.2.10.4		Добавить 2.2.10.4.1 в следующей редакции: 2.2.10.4.1 По согласованию с Регистром, вне зависимости от вида излома, допускается принимать за температуру $DWTT$, температуру испытания при которой поглощенная энергия A_L, определённая не менее чем на двух образцах, составляет не менее 70 % от величины её максимальной оценки A_L^{max}. За величину A_L^{max} принимается средняя величина минимум для двух образцов, испытанных при температуре, соответствующей полностью вязкому разрушению (100 %B, определяемой в полной площади излома), рекомендуемая температура $20^\circ C \pm 5$, либо выше при невыполнении последнего условия.
[45], 3.5.3.3.1	- испытания для определения температуры $DWTT$ выполняются в соответствии с 2.2.10.4 для листового проката в диапазоне толщин от 10 мм до 40 мм;	Исправить абзац, заменить на: - испытания для определения температуры $DWTT$ выполняются в соответствии с 2.2.10.4 для листового проката в диапазоне толщин от 7,5 мм до 40 мм;

[52], 1.2	1.2 Испытаниям подвергаются призматические образцы с надрезом на растягиваемой поверхности, от которого при ударном нагружении распространяется трещина (см. рис. 1.2-1). Фрезерованный надрез запрещен. Допускаются прессованный надрез (см. рис. 1.2-1, вид А) и шевронный пропил (см. рис. 1.2-1, вид Б).	1.2 Испытаниям подвергаются призматические образцы с надрезом на растягиваемой поверхности, от которого при ударном нагружении распространяется трещина (см. рисунок 1.2-1). Допускаются прессованный надрез (см. рисунок 1.2-1, вид А), шевронный пропил (см. рисунок 1.2-1, вид Б) и фрезерованный надрез (рис...).  При оценке поглощённой энергии A_{II} использование шевронного пропила не допускается.
[52], 1.2		Дополнить раздел 1.2, после слов «Требуемую мощность копра можно оценить по формулам» после формулы (1.2-1) добавить: «в случае отсутствия информации о KV по формуле (1.2-3): $KDWT_T = t(280 - 0.14R_{P0.2}) + 0.168 \cdot R_{P0.2} \cdot t^2 \left(1 - \frac{R_{P0.2}}{R_m}\right)^{0.68}$
[52], 4.3.9.2		Добавить текст: Определение поглощённой энергии A_{II} [Дж] при испытаниях по методу DWTT по требованию Регистра может быть выполнено как дополнительное для металла листового проката и труб для трубопроводов категорий L3 и G – G3 вне связи с результатами определения вида излома.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В работе рассмотрены основные проблемы, возникающие при оценке результатов *ИППГ* для контроля сопротивления распространению вязких и хрупких разрушений современных низколегированных конструкционных сталей, применяемых в судостроении и при строительстве магистральных трубопроводов. Рассмотрены и предложены методы оценки сопротивляемости разрушению с использованием инструментированных *ИППГ* с определением поглощённой энергии при разрушении образца. Проанализирована связь последней с условиями торможения хрупкого разрушения с позиции механики разрушения.

Результаты исследований позволили сделать следующие основные выводы:

1. Энергоемкость вязкого разрушения образца, определяемая при испытаниях *ИППГ* как поглощенная при разрушении энергия A_D , определяется эффективной деформационной способностью материала перед разрушением, являясь по сути функцией величины равномерной пластической деформации. В работе предложен безразмерный параметр $E_{безд}^P = f(\sigma_Y, \varepsilon_{равн})$ отражающий эту деформационную способность, который по величине коррелирует с экспериментально определяемой средней деформацией в т.н. «зоне процесса». С повышением прочностных характеристик и отношения σ_Y/σ_B материала наблюдается снижение $E_{безд}^P$. Такое регистрируемое снижение «эффективной» пластической деформации обусловлено более ранней локализацией максимальных деформаций. Предложенный параметр $E_{безд}^P$, рассчитываемый для образцов *ИППГ*, коррелирует с результатами определения работы разрушения труб при полигонных испытаниях, давая возможность оценивать по результатам инструментированного *ИППГ* энергоемкость разрушения труб.

2. Для исследуемого класса сталей экспериментально установлена связь работы распространения трещины в образце *ИППГ* с характеристиками материала, и при полностью вязком разрушении: $A_p \approx 2,4 \cdot 10^{-3} \cdot \sigma_Y \cdot t^2 (W - a) \left(1 - \frac{\sigma_Y}{\sigma_B}\right)^{0.68}$, где толщина образца t и высота нетто-сечения $(W - a)$ в [мм], а σ_Y в [МПа]. При хрупком разрушении $A_p \approx 10^{-3} t (W - a) \omega \sigma_Y \varepsilon_{cr_brittle}$, [Дж, мм, МПа], где ω – толщина деформируемого

слоя. По результатам измерения уровня деформации $\varepsilon_{cr_brittle}$ под поверхностями участков хрупких разрушений можно констатировать, что энергоемкость распространения хрупкой трещины пренебрежимо мала по отношению к вязким разрушениям, и вкладом ее в энергоемкость разрушения образца *ИПГ* можно пренебречь. Экспериментально это отражается в том, что определенная величина A_D во всех случаях коррелирует с процентом кристаллической составляющей в изломе, снижаясь пропорционально его увеличению.

3. Морфологическая составляющая излома *ИПГ* типа «размерная стрелка», расположенная в средней по толщине части излома, не является участком хрупкого разрушения, но свидетельствует о переходном состоянии склонного к расщеплениям материала. Она образуется на участке вязкого разрушения, имеющем по фактическим замерам максимальную пластическую деформацию, соответствующую по величине таковой при вязком срезе. По результатам анализа морфологических участков излома со спорной трактовкой («размерная стрелка», «обратный излом») наличие под этими участками значительных пластических деформаций позволяет считать, что регистрация работы разрушения дает более объективную информацию о характере разрушения, чем субъективное отнесение их однозначно либо к хрупкому, либо к вязкому разрушениям.

4. Характерные для сталей ТМО расщепления снижают определяемую при *ИПГ* величину распространения трещины A_P . При этом экспериментально установлена близкая к линейной связь суммарной длины расщеплений L_P с величиной A_P . Оценить количественное снижение последней при наличии расщеплений длиной L_P можно, воспользовавшись введенным понятием «эффективной толщины» t_{eff} . Энергоемкость разрушения для образца толщиной t с расщеплениями суммарной длиной L_P будет эквивалента таковой, для образца без расщеплений, но меньшей «эффективной» толщины: $t_{eff} = t \cdot (1 - 0,09 \cdot L_P / (W - a))$.

5. Проведенные исследования показали, что определение параметра *СТОА* с помощью инструментированных *ИПГ* не имеет теоретического и экспериментального обоснования, поскольку работа разрушения при *ИПГ* коррелирует с величиной равномерной деформации, а *СТОА* – с предельной деформацией при ПНС, а часть работы разрушения, затрачиваемая на дорыв металла в «шейке», мала по сравнению с суммарной работой. То же можно предположить и для работы разрушения металла в

трубе, из-за чего существуют противоречащие друг другу данные о значимости параметра *СТОА* для прогнозирования результатов полигонных испытаний.

6. По результатам моделирования МКЭ образца *ИППГ* установлено, что при разрушении в области значительных номинальных пластических деформаций, распространяющихся на всё сечение образца (что является необходимым для зарождения трещины в надрезе), запасенной упругой энергии в образце достаточно даже для неустойчивого разрушения материала по вязкому механизму распространения трещины. Таким образом, упругая энергия в образце *ИППГ* присутствует с большим избытком, и старт или остановка хрупкого разрушения описывается не дефицитом упругой энергии в образце, а условием «абсолютной» остановки хрупкого разрушения, контролируемым параметром относительной трещиностойкости β .

7. Используемый критерий при оценке результата испытания *ИППГ* – т.е. определенное содержание вязкой составляющей в изломе (обычно $\geq 70\%$), является необходимым для выполнения условия торможения хрупкой трещины в конструкции только для малых толщин: 10 мм и менее при $\sigma_Y > 700$ МПа. Для больших толщин и менее прочных материалов проба *ИППГ* оказывается более «жесткой» — образец разрушается хрупко при более высокой температуре испытаний, чем температура, при которой могут быть выполнены условия торможения трещины в конструкции. Поэтому при оценке расчетной температуры конструкции T_d целесообразно вводить для неё температурный сдвиг относительно определяемой $T_{ИППГ}$, который зависит от толщины и предела текучести материала.

8. Корректность оценок, связывающих количество кристаллической составляющей в изломе образца *ИППГ* с величиной K_{Ia} , подтверждается соотношением температурных зависимостей вязко-хрупкого перехода при *ИППГ* образцов различной толщины и соотношением критических температур *ИППГ* и *NDT*.

Исследования привели к следующим практическим результатам:

1. Разработан стандарт организации (СТО) СТО-07516250-283-2024 «Определение поглощенной энергии при проведении испытаний на ударный изгиб падающим грузом. Методика испытаний», регламентирующий способ определения A_{II} при *ИППГ* на оборудовании, установленном в ЦНИИ КМ «Прометей» - вертикальном копре с максимальной энергией удара 60 кДж и бесконтактной лазерной измерительной

системе на основе виброметра OFV-5000. Акт о введении в действие стандарта прилагается.

2. Разработаны предложения по внесению изменений в следующие действующие редакции Правил Российского морского регистра судоходства: Правила классификации и постройки морских судов. Часть XIII «Материалы» и Правила классификации и постройки морских подводных трубопроводов. Акт о внесении изменений в Правила классификации и постройки морских судов. Часть XIII «Материалы» [50] и Правила классификации и постройки морских подводных трубопроводов [52] на основе выполненных работ прилагается.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Абакумов А.И., Сафронов И.И., Смирнов А.С., Арабей А.Б., Глебов А.Г. и др. Численное моделирование испытания падающим грузом вязкой трубной стали при трехточечном изгибе // Проблемы прочности и пластичности. т.82. №4. 2020. –С. 493-506.
2. Абакумов А.И., Сафронов И.И., Смирнов А.С., Арабей А.Б., Есиев Т.С. и др. Расчетно-экспериментальное исследование испытания падающим грузом высокопрочной трубной стали X100 (K80) // Проблемы прочности и пластичности. т.83. №3. 2021. –С. 354-367.
3. Айбер Р.Д., Даффи А.Р., Мак Клур Д.М. Прикладное значение результатов испытаний падающим грузом и ударных испытаний образцов с V-образным надрезом // Ударные испытания металлов. – М: Мир. 1973. – 329 с.
4. Арабей А.Б., Глебов А.Г., Капуткина Л.М., Пышминцев И.Ю., Яковлев С.Е., Абакумов А.И., Капуткин Д.Е. Температура хрупко-вязкого перехода трубной стали K65 – Экспериментальное определение и сопутствующие признаки // Научно-технический сборник «Вести газовой науки». №2 (44). 2020. –С. 152-161.
5. Артемьев. Д.М, Гусев М.А., Ларионов А.В., Филин В.Ю. О проблемах перехода к количественным оценкам энергоемкости разрушения при испытаниях падающим грузом образцов натурной толщины // Авиационные материалы и технологии. №4 (49). 2017. –С. 87-94.
6. Башаев В.К., Ильин А.В., Гусев М.А., Ларионов А.В. Проблемы определения характеристик сопротивления деформированию и разрушению металла трубопроводов высоких параметров. Новые методики испытаний // Научно-технический сборник Российского морского регистра судоходства. -2012. Вып. 35. –С. 52-74.
7. Башаев В.К., Ильин А.В., Филин В.Ю., Гусев М.А. Об определении хладостойкости современных высокопрочных сталей для арктических конструкций // Научный технический сборник Российского морского регистра судоходства. №38/39. 2015. –С. 74-79.

8. Башаев В.К., Хлусова Е.И., Голосиенко С.А. Разработка технологии производства листового проката толщиной до 50 мм из высокопрочных сталей с индексом “Arc” // Научно-технический сборник РМРС. №36. 2013. –С. 100-111.
9. Броек Д. Основы механики разрушения. Пер. с англ. М.: ВШ. 1980. - 368 с.
10. Букреева К.А., Искандаров А.М., Дмитриев С.В., Умепо У., Мулюков Р.Р. Теоретическая прочность на сдвиг ОЦК- и ГПУ-металлов // Физика твердого тела, 2014, том 56, вып. 3, –С.417-422.
11. Виноградов О.П., Гусев М.А., Ильин А.В. Разработка методики определения критического угла раскрытия трещины СТОА как характеристики сопротивления магистральному вязкому разрушению металла трубопроводов // Вопросы материаловедения. №2 (70). 2012. –С. 150-160.
12. Голубева М.В., Сыч. О.В., Хлусова Е.И., Мотовилина Г.Д., Святышева Е.В. и др. Изменение структуры высокопрочной экономно легированной стали марки 09ХГН2МД при отпуске // Вопросы материаловедения. 2018. № 1 (93). – С. 15-26.
13. 4 Расчеты на прочность. Методы механических испытаний металлов. Метод испытания на сжатие. Мн., Межгосударственный совет по стандартизации, метрологии и сертификации. – 2005. – 26с.
14. ГОСТ 30456-2021 Металлопродукция. Трубы стальные, прокат стальной листовой и рулонный. Метод испытания на ударный изгиб падающим грузом. –М: Российский институт стандартизации. –2022. – 16с.
15. ГОСТ Р 52927-2023 Прокат для судостроения из стали нормальной, повышенной и высокой прочности. Технические условия. –М: Российский институт стандартизации. –2023. –106с.
16. ГОСТ Р 56403-2015 Магистральный трубопроводный транспорт нефти и нефтепродуктов. Трубы стальные. Технические условия.
17. ГОСТ Р ИСО 148-1-2013 Материалы металлические. Испытание на ударный изгиб на маятниковом копре по Шарпи. Часть 1: Метод испытания. –М: Стандартиформ. –2014. –46с.
18. Гуменюк В.А., Иванов Ю.Г., Красиков С.В., Ильин А.В., Филин В.Ю. Исследование сопротивления низкотемпературному хрупкому разрушению новых сталей для магистральных трубопроводов и судостроительных сталей высокой

прочности // Труды Центрального научно-исследовательского института имени академика А.Н. Крылова. 2010. Выпуск 56 (340). – С. 107-118.

19. Гусев М.А., Ларионов А.В., Ильин А.В. Сертификация судостроительных материалов для судов, эксплуатирующийся в условиях Арктики // Судостроение. -2014. -№5. –С. 39-43.

20. Горынин И.В. Материалы для судостроения и морской техники : справочник : в 2 т. / Горынин И.В., Малышевский В.А., Рыбин В.В. [и др.]; ЦНИИ конструкционных материалов "Прометей"; общ. ред. Горынин И.В. –Санкт-Петербург : Изд-во Професионал, 2010.

21. Данилов Г.И., Ильин А.В., Леонов В.П., Федорова Т.А. К проблеме оценки хладостойкости листов из сталей натурной толщины по температуре вязко хрупкого перехода T_{KB} // Вопросы материаловедения. №1 (41). 2005. –С. 69-79.

22. Данилов Г.И., Леонов В.П., Малышевский В.А. и др. Обоснование нормативных требований к стали ледостойких стационарных установок, эксплуатирующихся на арктическом шельфе, по хладостойкости // Научный технический сборник Российского морского регистра судоходства, СПб, 1997. –С. 135-147.

23. Евенко В. И., Башаев В.К., Ильин А.В., Леонов В.П., Филин В.Ю. Щёголева Е.Г. Проблемы аттестации и расчетного обоснования требований к сварным соединениям высокопрочных стальных конструкций для работы на шельфе Арктики // Вопросы материаловедения. 2009. № 3 (59). –С. 242-264.

24. Егорова А.А. Эксплуатационные свойства сталей в больших сечениях для уникальных строительных конструкций. Автореферат диссертации на соискание степени кандидата технических наук. – М., ЦНИИСК им. Кучеренко. 2013. -26с.

25. Ильин А.В., Артемьев Д.М., Филин В.Ю. Анализ корреляции критических температур вязко-хрупкого перехода и температуры торможения хрупкого разрушения на основе численного моделирования МКЭ // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2018. Том 84. № 2 (I). – С. 46-55.

26. Ильин А.В., Артемьев Д.М., Филин В.Ю. Моделирование МКЭ распространения и торможения хрупкого разрушения в пластинах с исходной трещиной // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2018. Том 84. № 1 (I). – С. 56-65.

27. Ильин А.В., Гусев М.А. Новые методики исследования сопротивления разрушению металла труб для магистральных газопроводов // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. Выпуск 6 (1362). 2013. – С. 47 – 59.
28. Ильин А.В., Леонов В.П. Прогнозирование вида *J-R* кривых и условий стабильного роста трещины при смешанном (плоская деформация/плоское напряженное состояние) типе деформирования на ее фронте // Заводская Лаборатория. 2001. Т.67. №12. –С.39-44.
29. Ильин А.В., Леонов В.П., Филин В.Ю. Определение параметров трещиностойкости CTOD для металла сварных соединений судокорпусных сталей при низких климатических температурах // Научно-технический сборник Российского морского регистра судоходства. -2009. Вып. 32. –С. 120–146.
30. Ильин А.В., Филин В.Ю., Башаев В.К. К вопросу об определении трещиностойкости хладостойкой высокопрочной стали в толщине до 150 мм. // Научно-технический сборник Российского морского регистра судоходства. -2013. Вып. 36. –С. 112–123.
31. Качанов Л.М. Основы теории пластичности. М., Наука, 1969г, 420с.
32. Келлер М., Хилленбранд Х.-Г., Клостер Г., Винкельс Й. Магистральные стальные трубы для транспортировки ископаемых энергоносителей // Черные металлы. Октябрь, 2002. С.43-51.
33. Копельман Л.А. Основы теории прочности сварных конструкций: Учебное пособие. – СПб, Изд-во Политехнического университета, 2007. –278с.
34. Крупногабаритные образцы для испытаний на сопротивление хрупкому разрушению (торможение трещины). Двойное растяжение при низкой температуре. Стенд испытательных машин большой мощности 3 отделения. Методика ИМЯН 32-347-07 МИ. – Санкт-Петербург. ФГУП "ЦНИИ им. акад. А.Н. Крылова", 2007.
35. Ларионов А.В., Филин В.Ю., Ильин А.В. Оценка связи сопротивления металла вязкому разрушению с поглощенной энергией при испытаниях падающим грузом. / XIV Всероссийская конференция по испытаниям и исследованиям свойств материалов «ТестМат» по тематике: «Физико-механические испытания, прочность и надежность современных конструкционных функциональных материалов». Материалы конференции. Москва. 25 марта 2022. – С. 506-520.

36. Макино Х., Хигучи Р., Такахашаи Н., Такеучи И. Новая модель прогнозирования развития и остановки трещин в газопроводах высокого давления // Наука и техника в газовой промышленности, №1, 2009. –С. 50–55.
37. Материалы для судостроения и морской техники: Справочник в 2х т. СПб.: НПО «Профессионал», 2009. Т.2.
38. Матросов М.Ю, Эфрон Л.И., Кичкина А.А., Лясоцкий И.В. Исследование микроструктуры микролегированной ниобием трубной стали после различных режимов контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением // Металловедение и термическая обработка металлов. №3, 2008. С. 44-49.
39. Матросов М.Ю., Эфрон Л.И., Ильинский В.И., Липунов Ю.И. Использование ускоренного охлаждения для повышения механических и технологических свойств толстолистового проката для изготовления газопроводных труб большого диаметра // Металлург. 2005. №6. С.49-54.
40. Методика испытаний на двойное растяжение. Технический отчет ЦНИИ им. академика А.Н. Крылова, вып. 16751, 1975.
41. Назарова Е.Д., Пегливанова М.М., Филин В.Ю., Ларионов А.В. Получение истинной диаграммы нагружения на основе испытаний на растяжение с использованием численных методов / Неделя науки ФизМех: сборник материалов Всероссийской научной конференции, 3-7 апреля 2023г. – СПб.: Политех-Пресс, -С. 29-32.
42. Недзвецкий М.Ю., Есиев Т.С., Егоров В.А., Яковлев С.Е., Арабей А.Б. и др. О роли полигонных пневматических испытаний в оценке сопротивляемости высокопрочных труб протяженному разрушению // Труды XXV Международной научно-практической конференции «Трубы-2023». Сборник докладов. Часть 1. Челябинск 13-15 сентября 2023г. –С. 3 – 17.
43. Орыщенко А.С., Малышевский В.А., Хлусова Е.И. Современные конструкционные стали для Арктики // Судостроение. 2013. №3. –С.46-49.
44. Основы механики разрушения. Дж. Ф. Нотт. -М.: Металлургия, 1978. – 256 с.
45. Партон В.З., Морозов Е.М. Механика упругопластического разрушения. М., Наука. – 1985. – 502с.

46. Пашков Ю. И., Иванов М. А. К вопросу оценки трещиностойкости труб по ударной вязкости и пробе *DWTT* // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». 2014. №4. Т.14. –С. 52-59.
47. Пашков Ю.И., Безганс Ю.В. Испытания образцов на вертикальных копрах для оценки трещиностойкости сварных газонефтепроводных труб // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». 2015. Т. 15. № 1. –С. 113-118.
48. Полухин П.И., Горелик С.С., Воронцов В.К. Физические основы пластической деформации. М.: Metallurgy, 1982. - 584с.
49. Российский морской регистр судоходства. НД № 2-020101-174. Правила классификации и постройки морских судов. Часть II «Корпус». СПб. 2023. -336с.
50. Российский морской регистр судоходства. НД № 2-020101-174. Правила классификации и постройки морских судов. Часть XIII «Материалы». СПб. 2023. -383с.
51. Российский морской регистр судоходства. НД № 2-020201-015. Правила классификации, постройки и оборудования плавучих буровых установок и морских стационарных платформ. СПб. 2018. -554с.
52. Российский морской регистр судоходства. НД № 2-020301-007. Правила классификации и постройки морских подводных трубопроводов. СПб. 2022. -289с.
53. Рыбин В.В., Малышевский В.А., Хлусова Е.И. Структура и свойства хладостойких сталей для конструкций северного исполнения // Вопросы материаловедения. 2006. №1. – С. 24-44.
54. Скуднов В.А. Предельные пластические деформации металлов. М.: Metallurgy, 1989, 176 с.
55. Справочник по коэффициентам интенсивности напряжений в 2х т., пер. с англ. / под ред. Ю. Мураками. – М.: Мир, 1990. Т. 1. 448 с.
56. Справочник по коэффициентам интенсивности напряжений в 2х т., пер. с англ. / под ред. Ю. Мураками. – М.: Мир, 1990. Т. 2. 1014 с.
57. Сталь для магистральных газопроводов. Матросов Ю.И., Литвиенко Р.А., Голованенко С.А. - М.: Metallurgy, 1989.
58. СТО-07516250-233-2012 Определение параметров вязкости разрушения (трещиностойкости) при статическом нагружении стали и сварных соединений. Методика испытаний. НИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей», СПб, 2012.

59. СТО-07516250-256-2014 Определение температуры вязко-хрупкого перехода T_{KB} углеродистой и низколегированной стали. Методика испытаний. ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», СПб, 2014.

60. СТО-07516250-257-2009 Методика испытаний на ударный изгиб падающим грузом для определения температуры нулевой пластичности углеродистой и низколегированной стали. НИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей», СПб, 2009.

61. СТО-07516250-259-2014 Определение температуры вязко-хрупкого перехода при испытаниях падающим грузом листового проката и труб из углеродистой и низколегированной стали. Методика испытаний. ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей». СПб. – 2014.

62. СТО-07516250-283-2024 Определение поглощенной энергии при проведении испытаний на ударный изгиб падающим грузом. Методика испытаний. НИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей». СПб. –2024.

63. Счастливцев В.М., Табатчикова Т.И., Яковлева И.Л. Влияние термомеханической обработки на хладостойкость низкоуглеродистой низколегированной свариваемой стали // ФММ-2010. –Том. 109. –С. 314-325.

64. Филин В.Ю. Контроль качества сталей для крупногабаритных сварных конструкций арктического шельфа. Применение российских и зарубежных требований // Вопросы материаловедения. 2019. №2 (98). – С. 136–153.

65. Филин В.Ю. Разработка критериев трещиностойкости и хладостойкости материалов сварных конструкций морского шельфа на основе механики разрушения: диссертация на соискание ученой степени доктора технических наук. 05.16.09, 05.02.10. – НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей», СПб, 2019. – 425 с.

66. Филин В.Ю., Артемьев Д.М., Гусев М.А., Ларионов А.В. Испытания падающим грузом материалов подводных трубопроводов и проката “Arc”-сталей // Научно-технический сборник Российского морского регистра судоходства. Вып. 50/51. - 2018. –С. 41-52.

67. Филин В.Ю., Ильин А.В., Ларионов А.В., Мизецкий А.В., Назарова Е.Д., Пегливанова М.А. Количественные оценки сопротивления распространению разрушения судостроительных и трубных сталей / Сборник трудов конференции: VIII

Всероссийская конференция «Безопасность и мониторинг природных и техногенных систем», 16-20 октября, 2023, Красноярск. – С. 83 – 88.

68. Филин В.Ю., Ильин А.В., Ларионов А.В., Назарова Е.Д. Обоснование требований МАКО и Регистра к выбору материалов корпусных конструкций, эксплуатируемых при низких климатических температурах. Часть-2 – Сопротивление распространению трещины // Научно-технический сборник Российского морского регистра судоходства. Вып. 74. -2024. –С. 56-69.

69. Хлусова Е.И., Рябов В.В. Исследование влияния технологии производства и уровня легирования высокопрочных сталей на их способность к холодной деформации // Сталь. №4. 2013. –С. 63-66.

70. Штремель М. А., Арабей А. Б., Глебов А. Г., Абакумов А.И., Есиев Т. С., Пышминцев И. Ю. Наблюдения динамики протяженного разрушения трубопровода // Деформация и разрушение материалов. 2020. №1. – С. 39-46.

71. Штремель М. А., Арабей А. Б., Глебов А. Г., Пышминцев И. Ю., Есиев Т. С., Абакумов А.И. О нормировании хладноломкости толстолистовой стали Часть II. Пороги хладноломкости в испытаниях труб // Деформация и разрушение материалов. 2017. №7. – С. 28-38.

72. Штремель М.А., Арабей А.Б., Глебов А.Г. и др. Силы и деформации при испытании падающим грузом (ИПП-DWTT) // Деформация и разрушения материалов. - 2016. №9. – С. 36-47.

73. Штремель М.А., Арабей А.Б., Глебов А.Г., Абакумов А.И., Есиев Т.С., Пышминцев И. Ю. Энергоемкость протяженного разрушения газопровода под давлением // Деформация и разрушение материалов. 2020. №8. – С. 21-39.

74. Amano T., Fujishiro T., Shinohara Y., Inoue T. Evaluation of pre-strain effect on abnormal fracture occurrence in DWTT for Linepipe steel with high Charpy energy // Procedia structural integrity 2 (2016). –pp. 422-429.

75. API 5L3 Recommended practice for conducting drop-weight tear test on line pipe. 4th edition, August 2014.

76. API Spec 5L Specification for line pipe, forty-sixth edition (04/01/2018). – 210p.

77. ASME Boiler and Pressure Vessel Code. XI Rules for inservice inspection of nuclear power plant components. July 1, 2021.

78. ASTM A370-24. Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products.
79. ASTM E 1221-2012. Standard Test Method for Determining Plane-Strain Crack-Arrest Fracture Toughness, K_{Ia} , of Ferritic Steels.
80. ASTM E 1820-23a Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness.
81. ASTM E 208-20. Standard Test Method for Conducting Drop-Weight Test to Determine Nil-Ductility Transition Temperature of Ferritic Steels.
82. ASTM E 436-03 (2014). Standard test method for drop-weight tear test of ferritic steels.
83. ASTM E 604: 18. Standard test method for dynamic tear testing of metallic materials.
84. Ben Amara M., Pluvinaige G., Capelle J., Azari Z. Crack tip opening angle as a fracture resistance parameter to describe ductile crack extension and arrest in steel pipes under service pressure // Physical Mesomechanics. Vol. 18, №4. 2015. –pp. 355 – 369.
85. Benamara M., Pluvinaige G., Capelle J., Azari Z. Modelling crack propagation and arrest in gas pipes using CTOA criterion // Fracture at all scales. 2017. –pp. 171-194.
86. Benamara M., Pluvinaige G., Capelle J., Azari Z. Influence yield stress an arrest pressure in pipe predicted by CTOA / 21 st European Conference on Fracture, ECF21, 20-24 June 2016, Catania, Italy.
87. Beremin F.M. A local criterion for cleavage fracture of nuclear pressure vessel steel // Metal Transaction. – 1983. N 14, -pp. 2277-2287.
88. BS 7448 Fracture Mechanics Toughness Test. Part 1. Method for determination of K_{Ic} , critical CTOD and critical J-values of metallic materials, 1991.
89. Cockcroft M.G., Latham D.J. Ductility and the workability of metals // Journal of the Institute of Metals, 1968, vol. 96, pp. 33-39.
90. Demofonti G., Mannucci G., Di Biagio M., Fomzo A. Fracture arrest evaluation of X100 TMCP steel pipe for high pressure gas transportation pipelines // International symposium on microalloyed steels for the oil and gas industry. TMS (The Minerals, Metals & Materials Society). 2007. –pp. 479-497.
91. DIN EN 10274-199 Metallic materials - Drop weight tear test. 01.07.1999. - 8 p.

92. Erdelen-Peppler M., Hillenbrand H.-G., Kalwa C., Knauf G. Investigations on the applicability of crack arrest predictions for high strength linepipe at low temperatures // *Черная металлургия* №3. 2012. –С. 71-79.
93. Fathi E., Hashemi S.H. Analysis of fracture energy in drop weight tear testins of API X65 gas pipeline steel // *Journal of Pipeline science and engineering* 1(2021). –pp. 225-232.
94. Filin. V.Yu., Ilyin A.V., Mizetsky A.V. Crack arrest simulation in steel in account of competing ductile and cleavage fracture // *Procedia Structural Integrity* 28 (2020). – pp. 3-10.
95. Fujishiro T., Hara T. Effect on inverse fracture on crack arrestability during DWTT / 6th International Pipeline Technology Conference, Ostend, Belgium. 6-9 October 2013.
96. Hancock, J.W., Mackenzie, A.C. On the mechanisms of ductile failure in high-strength steels subjected to multi-axial stress-states. // *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 1976, vol. 24, pp. 147-169.
97. Hillenbrand H.-G., Graf M., Kalwa C. Development and production of high strength pipeline steels // Seminar “Niobium 2001”, USA, 02-05 December, 2001.
98. Hwang B., Shin S.U., Lee S., Kim N.J., Kim S., Kang K.B. Correlation of crack-tip opening angle for stable crack propagation with Charpy and DWTT properties in high-toughness API X70 pepiline steels // *Metallurgical and Materials transactions*. Vol. 37A. 2006. –pp. 371–380.
99. IAC S UR S6 Use of Steel Grades for Various Hull Members - Ships of 90m in Length and Above - Rev.9 Corr. 2 2021.
100. Ishihara T., Kondo J., Kitada T., Akiyama T. Drop weight tear test of linepipe materials by using laterally compressed specimens // *Transactions ISIJ*. Vol. 27. 1987. –C. 218-221.
101. ISO 15653:2018 Metallic materials – Method of test for the determination of quasistatic fracture toughness of welds. -2018. -46p.
102. ISO 20064:2019 Metallic materials – Steel - Method of test for the determination of brittle crack arrest toughness, K_{ca} . – 2019. – 45p.

103. Johnson G.R., Cook W.H. Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures. *Engineering Fracture Mechanics*. 1985. Vol. 21. Iss. 1. –pp. 31–48.
104. Kanazawa T., Machida S., Yajima H., Aoki M. Effects of specimen size and loading conditions on the brittle fracture propagation arrest characteristics // *Journal of the Society of Naval Architects of Japan*. Vol. 130. 1971. - pp. 343-351.
105. Laitinen R. Improvement of HAZ toughness at low heat input by controlling the distribution of M-A constituents. *Materials Science*. 2006.
106. Mannucci G., Demofonti G., Mecozzi E. Mill Test Techniques for Predicting Crack Arrest Arrestability in High Toughness Steels // PRCI Project №.PR-182-9903, March 2002.
107. McClintock F.A., Kaplan S.M., Berg A. Ductile fracture by hole growth in shear bands // *International journal of Fracture Mechanics*, 1966, vol. 2(4), –pp. 614–627.
108. McClure G.M., Duffy A.R., Eiber R.J. Fracture in Line Pipe // *Trans. ASME*. – 1965. – Vol. B87, №3. – pp. 265-278.
109. Minotti M., Salvini P. Deep fracture profile effect on DWT test for pipeline characterization // 6th Pipeline Technology Conference 2011.
110. Nishizono Y., Kawabata T., Aihara S. Development of simplified evaluation method of brittle crack arrest toughness on small-scale bending test in steels // *Procedia Structural Integrity*. №13. 2018. –pp. 1817–1827.
111. O'Donoghue P.E., Kanninen M.F., Leung C.P., Demofonti G., Venzi S. The development and validation of a dynamic fracture propagation model for gas transmission pipelines // *Int. J. Pressure Vessels and Piping*, 1997, № 70, pp. 11-25.
112. Ogata S., Li J., Hirosaki N., Shibutani Y., Yip S. Ideal shear strain of metals and ceramics / *Phys. Rev. B* 70, 104104 (2004).
113. Review of CTOA as a measure of ductile fracture toughness / L.N. Pussegoda e.a. // *Proceedings of IPC 2000, Calgary Alberta*.
114. Rice J.R., Tracey D.M. On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields // *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 1969, vol. 17, –pp. 201–217.
115. Ryuichi A. Technology trends of high performance plates in oil and gas field // *Bulletin of the Iron and Steel Institute of Japan*. 2013. 18. № 12. – C.695-698.

116. Sang Yong Shin et al. Effects of Notch Shape and Specimen Thickness on Drop-Weight Tear Test Properties of API X70 and X80 Line-Pipe Steels / Metallurgical and Materials Transactions. Volume 38A, March 2007, -pp. 537-551.
117. Simplified single-specimen method for evaluating CTOA / S.Xu, R. Bouchard, W.R. Tyson // Engng. Fract. Mech. – 2007. – V.74. – P. 2459-2464.
118. Torvela N.O., Airaksinen K.T., Hakkarainen T.J. and etc. Investigation of the drop weight tear test / Canberra Joint Technical Meeting, 16th March 2007.
119. Ueda K., Handa T. Assurance of crack arrestability in EH40-47 steel plates by production test. Technical forum with IACS Classification Societies. Sept. 17th. 2019.
120. Wallin K., Saario T., Torronen K. Statistical model for carbide induced brittle fracture in steel // Metal Science. – 1984. –v18, -pp. 13-16.
121. Wilkowski G., Shim D-J., Hioe Y., Kalyanam S., Brust F. How new vintage line-pipe steel fracture properties differ from old vintage line-pipe steels / Proceedings of the 2012 9th International Pipeline Conference IPC 2012. September 24-28. 2012. Calgary, Canada.
122. Wilkowski G., Shim D.-J., Brust F.W. Evaluation of Fracture Speed on Ductile Fracture Resistance. Pipeline Technology Conference, 2009.
123. Xu S., Eaglson R., Tyson W.R., Park D.-Y. Crack tunneling and crack tip opening angle in drop-weight tear test specimens // Letters in fracture and micromechanics. 2011. –pp. 105–112.
124. Xu S., Tyson W.R., Eagleson R., McCowan C.N., Drexler E.S. and others. Measurement of CTOA of pipe steels using MDCB and DWTT specimens / Proceedings of the 8th International Pipeline Conference IPC2010.

Приложение А

ФАУ «Российский морской регистр судоходства»

«УТВЕРЖДАЮ»
Заместитель генерального директора
БЕРЕЗИН А.О.



АКТ

внедрения результатов диссертационной работы Ларионова А.В. на тему: «Оценка сопротивления распространению разрушения низколегированных сталей при инструментированных испытаниях падающим грузом», представленной на соискание ученой степени кандидата технических наук по специальности 2.6.17 «Материаловедение (технические науки)».

Диссертационная работа Ларионова А.В. направлена на повышение информативности испытаний стального металлопроката при динамическом нагружении – испытаний, именуемых в англоязычной литературе (и в документах РС) DWTT (Drop Weight Tearing Test), а в выпущенном в 2021 году ГОСТ 30456-2021 – ИПГ (Испытания Падающим Грузом). Эти испытания образцов натурной толщины с острым надрезом, проводимые из-за требуемой высокой работы разрушения на вертикальных копрах большой энергоемкости, длительное время являются в мировой практике одними из основных при сертификации металла магистральных трубопроводов. Вследствие этого они были включены в Программы испытаний металлопроката (штрипса) и металла труб Правил классификации и постройки морских подводных трубопроводов РС (НД № 2-020301-007). Как вид испытаний, позволяющий определять температуру торможения хрупкого разрушения, они включены также в Часть XIII «Материалы» Правил классификации и постройки морских судов РС (НД №2-020101-174), раздел «Стали для конструкций, работающих при низких температурах», наряду с испытаниями для определения температур вязко-хрупкого перехода NDT и $T_{\text{кв}}$ для сталей Агс-класса.

Основными результатами работы Ларионовым А.В. являются: разработка методики определения энергоемкости разрушения образцов при испытаниях на вертикальном копре, определение связи работы разрушения с толщиной проката, прочностью и деформационной способностью, анизотропией свойств по толщине, установление ее корреляции с сопротивлением металла хрупкому разрушению, и, на базе этих результатов, обоснование требований к результатам инструментированных испытаний DWTT (ИПГ). На основе выполненных исследований предложены корректировки нормативных документов РС:

- Применительно к Части XIII «Материалы» Правил классификации и постройки морских судов:

1. Предлагаемая редакция раздела 3.5 «Стали для конструкций, работающих при низких температурах» Части XIII «Материалы», уточняющая область применения испытаний DWTT при определении минимальной расчетной температуры применимости материала Td для хладостойких конструкций.

2. Дополнения редакции раздела 2.2 «Методы испытаний металлических материалов» в части применения инструментированного метода испытаний DWTT с определением поглощенной энергии разрушения образца A_п и альтернативного (по отношению к существующей визуальной оценке вида излома) метода определения критической температуры DWTT, как соответствующего регламентируемому снижению величины A_п, по отношению к получаемому при полностью вязком разрушении.

- Применительно к Правилам классификации и постройки морских подводных трубопроводов:

3. Корректировка п.4.3.9.2 раздела 4 – «Материалы» в части применения инструментированного метода испытаний DWTT, с указанием на его целесообразность для металла листового проката и труб для трубопроводов категорий L3 и G – G3 вне связи с результатами определения вида излома (мотивируется доказанной необходимостью получения информации по энергоемкости разрушения даже при визуально полностью вязком разрушении металла).

4. Корректировка Приложения 4 – «Методики специальных испытаний стальных труб и проката» в части расширения вариантов изготовления надреза на образце, формулы для оценки требуемой для испытаний энергоемкости копра и дополнительных требований к определению температуры DWTT при использовании инструментированного метода.

Основные положения диссертации были доложены Ларионовым А.В. на секции «Материалы и сварка» 06.12.2024 г. Секция заключила, что результаты работы Ларионова А.В. являются полезными для РС и приняла решение о внедрении их в нормативные документы РС для чего было предложено подготовить соответствующие нормативные предложения и направить их в РС.

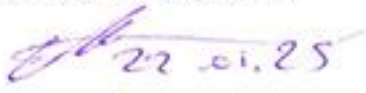
Предлагаемые на основе работы Ларионова А.В. корректировки существующей нормативной документации РС направлены для учета при выпуске Бюллетеней изменений этих документов.

Помощник по научно-технической деятельности, д.т.н.

Кутейников М.А.

Главный специалист-эксперт

Кордонец С.М.


22.01.2025


22.01.2025

Приложение Б



УТВЕРЖДАЮ

Генеральный директор
НИИ «Курчатовский институт» - ЦНИИ
КМ «Прометей»

А.Д. Каштанов

«28» 02 2025 г.

АКТ

внедрения результатов диссертационной работы Ларионова А.В. на тему: «Оценка сопротивления распространению разрушения низколегированных сталей при инструментированных испытаниях падающим грузом», представленной на соискание ученой степени кандидата технических наук по специальности 2.6.17 Материаловедение (технические науки)

Ларионовым А.В. на основании результатов работы разработан и введен в действие стандарт организации (СТО) СТО-07516250-283-2024 «Определение поглощенной энергии при проведении испытаний на ударный изгиб падающим грузом. Методика испытаний».

Стандарт регламентирует способ определения поглощенной энергии при ИИПГ на оборудовании, установленном в НИИ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей», при проведении испытаний на вертикальных копрах в соответствии с отечественными стандартами: ГОСТ 30456-2021 и СТО-07516250-259, и зарубежными: API RP 5L3, ASTM E436 и EN 10274.

Разработанный стандарт содержит пошаговое описание настройки и подготовки бесконтактной лазерной измерительной системы к работе, проведение измерений во время испытаний, порядок работы с получаемыми данными и их анализ.

Ученый секретарь Научно-технического
совета №3

Д.т.н., профессор

Е.И.Хлусова

НИЦ «Курчатовский институт» -
ЦНИИ КМ «Прометей» л. 345
ИНВ. № 14046, ЭКЗ. № 3 2024 г.
ДЛЯ ВНУТРЕННЕГО ПОЛЬЗОВАНИЯ

СТАНДАРТ ОРГАНИЗАЦИИ

**ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПОГЛОЩЕННОЙ ЭНЕРГИИ ПРИ
ПРОВЕДЕНИИ ИСПЫТАНИЙ НА УДАРНЫЙ ИЗГИБ
ПАДАЮЩИМ ГРУЗОМ**

МЕТОДИКА ИСПЫТАНИЙ

НИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей»
Санкт-Петербург
2024

ЛИСТ СОГЛАСОВАНИЯ

Стандарта организации СТО-07516250-283-2024 «Определение поглощенной энергии при проведении испытаний на ударный изгиб падающим грузом. Методика испытаний»

Заместитель начальника ИПК-3
по научной работе, начальник
лаборатории 34



К.Е. Садкин

Заместитель начальника ИПК-1
по научной работе



К.Б. Слепак

Нормоконтролер:



Исполнитель:

Ведущий инженер



А.В. Ларионов

СОГЛАСОВАНО

Главный метролог



Е.Д. Хайрутдинова

Начальник службы охраны труда
и производственного контроля



О.В. Тапков