

На правах рукописи



**МОРОЗОВА Анна Николаевна**

**ИССЛЕДОВАНИЕ ПАРАМЕТРОВ ВЯЗКОСТИ СТАЛЕЙ ТИПА 06Г2Б  
С УЛЬТРАДИСПЕРСНОЙ ФЕРРИТО-БЕЙНИТНО/МАРТЕНСИТНОЙ  
СТРУКТУРОЙ**

05.16.01 – Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

Автореферат  
диссертации на соискание ученой степени  
кандидата технических наук

Екатеринбург – 2016

Работа выполнена на кафедре «Термообработка и физика металлов» Института материаловедения и металлургии ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н.Ельцина»

**Научный руководитель:** доктор технических наук, профессор  
**ФАРБЕР Владимир Михайлович**

**Официальные оппоненты:** **ПОТЕХИН Борис Алексеевич**, доктор технических наук, профессор, ФГБОУ ВО «Уральский государственный лесотехнический университет», профессор кафедры «Технология металлов»;

**КАЛЕТИН Андрей Юрьевич**, кандидат технических наук, ФГБУН Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук, старший научный сотрудник лаборатории прецизионных сплавов и интерметаллидов

**Ведущая организация:** ФГБУН Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, г. Екатеринбург.

Защита состоится «22» декабря 2016 г. в 15:00 ч на заседании диссертационного совета Д 212.285.04 на базе ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина» по адресу: 620002, г. Екатеринбург, ул. Мира, 28, ауд. Мт-329 (зал Ученого совета ИММт).

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке и на сайте ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», <http://lib.urfu.ru/mod/data/view.php?d=51&rid=262508>

Автореферат разослан «    » октября 2016 г.

Ученый секретарь  
диссертационного совета



Мальцева Людмила Алексеевна

## ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

### Актуальность темы исследования

В настоящее время хорошо известны и сравнительно легко достижимы факторы повышения прочностных свойств сплавов. Однако большинство способов по увеличению прочности приводит к уменьшению вязкопластических характеристик. В общем плане пути улучшения вязкопластических характеристик сталей известны: диспергирование структуры, повышение чистоты металла по вредным примесям и др. В конце прошлого столетия был достигнут существенный прогресс в этом направлении, состоящий в разработке и использовании в значительных объемах толстолистового проката из высокочистых сверхнизкоуглеродистых сталей класса прочности K65 (X80) и выше, получаемого по технологии контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением. Стали обладают уникальным комплексом механических свойств: сочетанием повышенной прочности ( $\sigma_b \approx 730$  МПа,  $\sigma_T \approx 600$  МПа), пластичности ( $\delta \geq 22\%$ ) и высокой вязкости ( $KCV^{40} \geq 250$  Дж/см<sup>2</sup>). Это позволило сформулировать технически достижимое требование – полностью исключить в строительных конструкциях из сталей нового поколения хрупкое разрушение. В то же время в большинстве работ рассматривается поведение сталей вблизи вязкохрупкого перехода, а параметры разрушения высоковязких материалов изучены сравнительно слабо.

Возникла необходимость отыскания научно обоснованных критериев и способов оценки трещиностойкости при натуральных и лабораторных испытаниях высоковязких сталей, поскольку ключевым моментом их использования в сварных строительных конструкциях (газопроводах высокого давления, высотных зданиях, судостроительстве и пр.) является их надежность, которая во многом определяется трещиностойкостью материала.

Сложная физическая природа вязкости определяется сочетанием пластичности и прочности сталей. Выявление физической природы вязкости требует исследования ее разнообразных параметров: деформационных, энергосиловых и структурно-фрактографических.

Высокочистые по вредным примесям и неметаллическим включениям стали типа 06Г2Б оказались весьма удобным объектом для изучения природы вязкости, так как разрушаются исключительно по телу зерна, а хрупкое разрушение появляется в районе крайне низких температур ( $\leq -80$  °С).

Отсюда актуальность темы диссертации и обоснованность поставленных в работе целей и задач.

Работа выполнена в соответствии с основными направлениями научной деятельности кафедры «Термообработка и физика металлов» ФГАОУ ВО «УрФУ имени первого Президента России Б.Н.Ельцина» в рамках проектной части госзадания МОиН РФ № 11.1465.2014/К.

### **Степень разработанности темы исследования**

Подавляющее большинство работ по изучению вязкости сталей посвящено критериям вязкохрупкого перехода, оценке температуры и факторов хрупкого разрушения. Высоковязкие стали, разработанные в последнее десятилетия, обладают столь высокой вязкостью, что у них вязкохрупкий переход находится в районе крайне низких температур ( $\leq -80$  °C).

Вопросы оценки резерва вязкости подобных высоковязких сталей не разработаны, и имеются значительные затруднения определения уровня трещиностойкости (вязкости) сталей, у которых уровень ударной вязкости в интервале климатических температур составляет  $\geq 350$  Дж/см<sup>2</sup>.

**Цель работы:** на основе структурных, энергетических и фрактографических исследований разрушенных динамическим изгибом образцов сталей типа 06Г2Б с ультрадисперсной феррито-бейнитно/мартенситной структурой, установить основные факторы, ответственные за их высокую вязкость, и разработать рекомендации по ее оценке.

В работе были поставлены и решены следующие задачи:

1. На основе совместного анализа диаграмм нагружения и фрактографических данных образцов Шарпи сталей типа 06Г2Б оценить энергоемкость стадий зарождения и распространения трещины, отдельных зон на поверхности изломов и их вклад в вязкость.

2. Выявить структурные и фрактографические параметры, ответственные за высоковязкое состояние.

3. Изучить природу особых очаговых трещин – расщеплений на основе детального исследования процессов их зарождения и роста, их вклад в вязкость сталей.

### **Научная новизна и теоретическая ценность работы:**

– впервые с привлечением фрактографического анализа выявлена связь отдельных участков диаграмм ударного нагружения с зонами на поверхности излома образцов Шарпи;

– показано, что в слоевой структуре горячекатаного листа ферритные зерна имеют малоугловые границы ( $9...11^\circ$ ), то есть внутри слоев формируется полигонизированная структура, обладающая высокой конструктивной прочностью;

- установлено, что при всех температурах испытаний наибольший вклад (до 60 %) в энергоемкость разрушения исследованных сталей вносит зона однородного вязкого излома;
- изучен механизм возникновения особых очаговых трещин – расщеплений, включающий образование пор и тонких трещин, их многократное объединение, приводящее к возникновению зародышей расщеплений сборно-ступенчатой морфологии, а также их последующий рост по границам слоев;
- выявлены структурные параметры, ответственные за высокую вязкость исследованных сталей.

#### **Практическая значимость работы:**

- предложен способ оценки вязкости для металлических материалов при испытаниях на ударный изгиб с записью диаграмм нагружения (патент № 2570237). Предлагаемый способ может быть использован его для аттестации вязкости любых металлических материалов при наличии инструментальной записи кривой разрушения;
- сформулированы практические рекомендации по фрактографическим методам оценки трещиностойкости;
- результаты работы использованы при разработке учебных пособий по инструментальным испытаниям на ударный изгиб и измерениям микротвердости металлических материалов для студентов высших учебных заведений, обучающихся по направлениям «Металлургия» и «Материаловедение и технологии материалов»;
- результаты исследования используются в курсе лекции по дисциплине «Прочность сплавов» на кафедре Термообработки и физики металлов Института Материаловедения и металлургии УрФУ.

#### **Методология и методы диссертационного исследования**

Методологической основой исследования послужили труды ведущих и зарубежных ученых в области изучения высоковязких сталей, зарубежные и государственные стандарты РФ, а также положения теории вязкохрупкого перехода, теории разрушения сталей и сплавов.

Для достижения поставленной цели и задач в диссертационной работе были использованы методы: инструментальные испытания на ударную вязкость и микротвердость, металлография, световой и электронный фрактографический анализ, анализ текстуры методом EBSD.

**На защиту выносятся основные положения и результаты:**

- инструментальная оценка ударной вязкости;
- вклад в энергоемкость разрушения отдельных зон на поверхности изломов образцов Шарпи;
- исследование областей пластической деформации, формирующихся при разрушении образцов Шарпи;
- структурные и фрактографические параметры, ответственные за высокую вязкость исследованных сталей.

**Степень достоверности результатов диссертации** определяется применением современной экспериментальной техники и измерительных приборов, комплекса современных методов исследования, а также воспроизводимостью и непротиворечивостью результатов полученных различными методами.

**Личный вклад соискателя** заключается в подборке и анализе современных публикаций по рассматриваемой тематике, в постановке цели и задач, в проведении экспериментов и обработке и анализе их результатов, в формулировании выводов, написании статей и тезисов.

**Апробация работы**

Основные положения и результаты диссертационной работы доложены и обсуждены на: XVIII международной научно-технической конференции «Трубы» (г. Челябинск, 2010); XI-XVI международных научно-технических уральских школах-семинарах металловедов-молодых ученых (г. Екатеринбург, 2010-2015); научно-практической конференции «Актуальные вопросы конструкционной прочности и износостойкости деталей машин» (г. Нижний Тагил, 2014); XXII уральской школы металловедов-термистов «Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов» (г. Оренбург, 2014); III международной уральской научно-практической конференции «Обеспечение надежности теплоэнергетического оборудования техническое диагностирование и экспертиза промышленной безопасности» (г. Челябинск, 2015).

**Публикации**

По теме диссертации опубликовано 19 научных работ, отражающих основное содержание диссертации, в том числе 5 статей в рецензируемых научных изданиях, рекомендованных ВАК и 1 патент РФ на изобретение.

## СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во **введении** обоснована актуальность выбранной темы работы, дано общее направление исследований.

В **первой главе** представлен аналитический обзор литературы по исследуемому вопросу. Описаны особенности микроструктуры сталей класса прочности К65 (Х80). Рассмотрены основные механические свойства и технологии производства высокопрочных низкоуглеродистых микролегированных сталей, проблемы обеспечения сопротивления растяженному вязкому разрушению современных высоковязких сталей. Сформулированы цель и задачи исследования.

Во **второй главе** описаны материалы и методы исследования. Материалом исследования являлись образцы сталей типа 06Г2Б с ультрадисперсной гетерофазной структурой, вырезанные из середины стенки листа, толщиной 27,7 мм. Листы изготовлены по технологии, включающей безрекристаллизационную контролируемую прокатку (КП) в аустенитной области и ускоренное охлаждение (УО). Образцы стали 32Г2Р вырезались из горячекатаных труб, испытавших нормализацию от 1000°С. Химический состав исследованных сталей приведен в таблице 1.

Таблица 1 – Химический состав исследованных сталей, масс.%

№	Сталь	C	Mn	Si	S	P	V	Nb	Ti	Cu	Ni	Cr	Al	B	Mo
1	08Г2Б	0,08	1,85	0,39	0,001	0,013	0,02	0,05	0,02	0,17	0,22	0,19	0,034	0,0003	0,133
2	05Г2Б	0,05	1,87	0,1	0,004	0,007	-	0,024	0,019	0,49	0,63	0,26	0,041	0,0001	0,01
3	07Г2Б	0,07	1,67	0,27	0,002	0,007	0,02	0,05	0,01	0,18	0,20	0,18	0,04	0,0001	0,20
4	08Г2Б	0,08	1,85	0,37	0,001	0,013	0,002	0,05	0,015	0,19	0,22	0,16	0,034	0,0003	0,14
5	32Г2Р	0,32	1,30	0,44	0,020	0,020	-	-	-	0,09	0,04	0,09	-	-	-

*Анализ микроструктуры* проводился на шлифах, параллельных и перпендикулярных оси трубной заготовки, на микроскопе «NEOFHOT» при увеличении  $\times 1,5$ , 100, 500 крат. Для выявления структуры шлифы подвергались травлению в 4 %-ном растворе азотной кислоты в этиловом спирте.

*Исследования на растровом электронном микроскопе.* При изготовлении шлифов образцы сталей подвергались обработке на наждачной бумаге с последовательным уменьшением фракции абразива бумаги до минимальной с использованием установки LaboPol-5 Struers, затем полировки на алмазной суспензии Struers с уменьшением фракции от 9 до 1 мкм. Для получения

ориентационно-композиционного контраста в РЭМ для снятия поверхностных напряжений, возникших при механической обработке, образцы подвергались окончательной полировке на коллоидном кремнии в течение 30 мин.

Исследование микроструктуры и изломов образцов проводилось на растровом электронном микроскопе «JeolJSM-6490LV» и электронно – ионном микроскопе ZeissAurigaCrossBeam в режиме обратно – рассеянных электронов (ориентационно – композиционный контраст). Для визуализации топографического контраста растровые изображения получали во регистрации вторичных электронах.

*Текстурный анализ* разных зон образцов проводился методом ДОЭ/EBSD на двулучевом электронно – ионном микроскопе (системе) ZEISSCrossBeamAURIGA с программно – аппаратным комплексом регистрации и анализа картин дифракции обратно рассеянных электронов (ДОЭ) NordlysHKLChannel 5 ®.

*Испытания на ударный изгиб.* Образцы Шарпи размером 10×10 мм с V-образным надрезом, которые вырезались из металла перпендикулярно направлению прокатки, изготовленные по ГОСТ 9454, подвергались ударному нагружению при температурах +20...–80°С на копре с падающим грузом INSTRON CEAST 9350, оснащенный инструментальным бойком и системой сбора и обработки данных DAS Ceast 16000. Частота сбора данных составляла 1,0 МГц, что обеспечило интервал между двумя соседними точками 0,001 мс.

Результаты инструментальной записи ударного нагружения в координатах «усилие  $F$  – время  $t$ » подвергались программными средствами копра сначала предварительной фильтрации (с помощью фильтра DAS Ceast 16000, частота фильтрации – 2 кГц), а затем двойному интегрированию (программа CeastView 5.94) для получения сглаженных кривых ударного нагружения в координатах «усилие  $F$  – прогиб  $S$ ».

*Фрактографический анализ* изломов проводился методами оптической и растровой электронной микроскопии и включал в себя выделение отдельных зон на поверхности разрушения, замер их максимальной протяженности в направлении распространения трещины на фрактограммах, полученных при десятикратном увеличении.

В изломах обнаруживались следующие зоны (Рисунок 1): зона  $\Theta$ , примыкающая к надрезу; однородная зона вязкого разрушения; поскольку в ней, как и в  $\Theta$ -зоне, механизм распространения магистральной трещины сдвиговой, то оценивался их общий размер  $L_C$ ; волокнистая (слоистая) зона макровязкого разрушения ( $L_B$ ); зона долома ( $L_D$ ); губы среза ( $\lambda$ ).



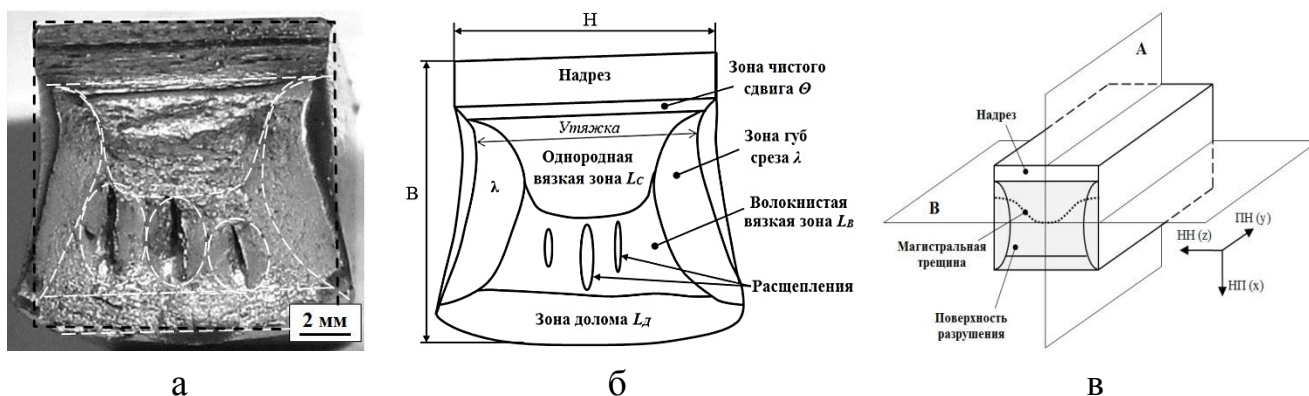


Рисунок 1 – Поверхность разрушения образца Шарпи (а), и схема ее зон (б), исследованные сечения образцов (в)

Степень пластической деформации в утяжке  $\epsilon_{ут}$  образцов Шарпи рассчитывалась по формуле:

$$\epsilon_{ут} = \frac{N_i - N_0}{N_0}, \quad (1)$$

где  $N_0$  – начальная ширина образца, мм;  $N_i$  – ширина образца в сечении  $i$  после разрушения, мм.

С целью изучения параметров разрушения образцы разрезались по сечениям А и В (Рисунок 1 в). Для выявления области пластической деформации, окружающей магистральную трещину, использовался травитель: 40 мл соляной кислоты, 5 г хлористой меди, 30 мл воды, 25 мл этилового спирта. Площадь области пластической деформации подсчитывалась с помощью сетки с размером ячейки 1 мм.

На поверхности изломов образцов Шарпи имеются очаговые трещины – расщепления, располагающиеся преимущественно в волокнистой зоне  $L_B$  (Рисунок 1 а, б). Оценивались следующие параметры расщеплений:

- площадь, занимаемая ими на поверхности излома;
- относительное количество расщеплений  $n_{отн}$ :

$$n_{отн} = \frac{\sum l_p}{l_{min}}, \quad (2)$$

где  $\sum l_p$  и  $l_{min}$  – соответственно, суммарная и минимальная длина расщеплений в изломе;

- плотность расщеплений  $\rho_p$ :

$$\rho_p = \frac{n_{отн}}{S_{L_B}}, \quad (3)$$

где  $S_{L_B}$  – площадь волокнистой зоны  $L_B$ .

*Измерения микротвердости* по Виккерсу с регистрацией диаграммы вдавливания проводились на исследовательском комплексе микроидентификации производства CSM MHT по методу Oliver&Pharr.

Исследованные стали оказались весьма удобным объектом для изучения природы вязкости, так как, являясь высокочистыми по вредным примесям и неметаллическим включениям, разрушаются исключительно по телу зерна.

В работе исследованы разнообразные параметры вязкости: деформационные (глава 3), энергосиловые (глава 4), структурно-фрактографические (глава 5).

В **третьей главе** проводилась оценка макро- и микропластической деформации образцов Шарпи исследованных.

Установлено, что распределение степени деформации (уравнение 1) от высоты образца имеет максимум, который приходится на стык зон  $L_C$  и  $L_B$ . Наибольшая степень деформации наблюдается в образце, разрушенном при  $+20^\circ C$ , и составляет 0,6, а при понижении температуры испытания до  $-60^\circ C$  падает в 3 раза.

Область пластической деформации (ОПД) магистральной трещины (микродеформация) выявлялась специальным травлением микрошлифов, вырезанных по сечению А. Найдено, что ОПД достигает наибольшей ширины под зоной  $L_C$ , а общая площадь ОПД ( $S_{ОПД}$ ), как и площадь губ среза и утяжки, имеет тот же температурный ход, что и KCV. Следовательно, через макро- и микродеформацию разрушенных образцов Шарпи реализуется связь между пластичностью и вязкостью. Объединяет их общая физическая первооснова – мобильность дислокаций  $M_D$ .

Размер ОПД и распределение степени деформации  $\epsilon$  в ней так же изучалась с помощью микроидентификации. Этому предшествовали выбор оптимальной нагрузки (9Н) и отыскание на деформированных с различной  $\epsilon$  пластинах связи между  $\epsilon$  и микротвердостью  $HV_\mu$ .

На рисунке 2 показано распределение микротвердости, степени деформации по трассам, проходящим на различном расстоянии от поверхности разрушения. Видно, что ход кривых  $HV_\mu - B$  и  $\epsilon - B$  носит волнообразный характер и, исходя из фрактографических данных, проведена привязка участков этих кривых к зонам излома. Так, максимальные значения  $HV_\mu$  и  $\epsilon$  относятся к середине зоны  $L_C$  и к концу зоны  $L_D$ , а минимальный уровень этих характеристик приблизительно соответствует границе между зонами  $L_C$  и  $L_B$ .

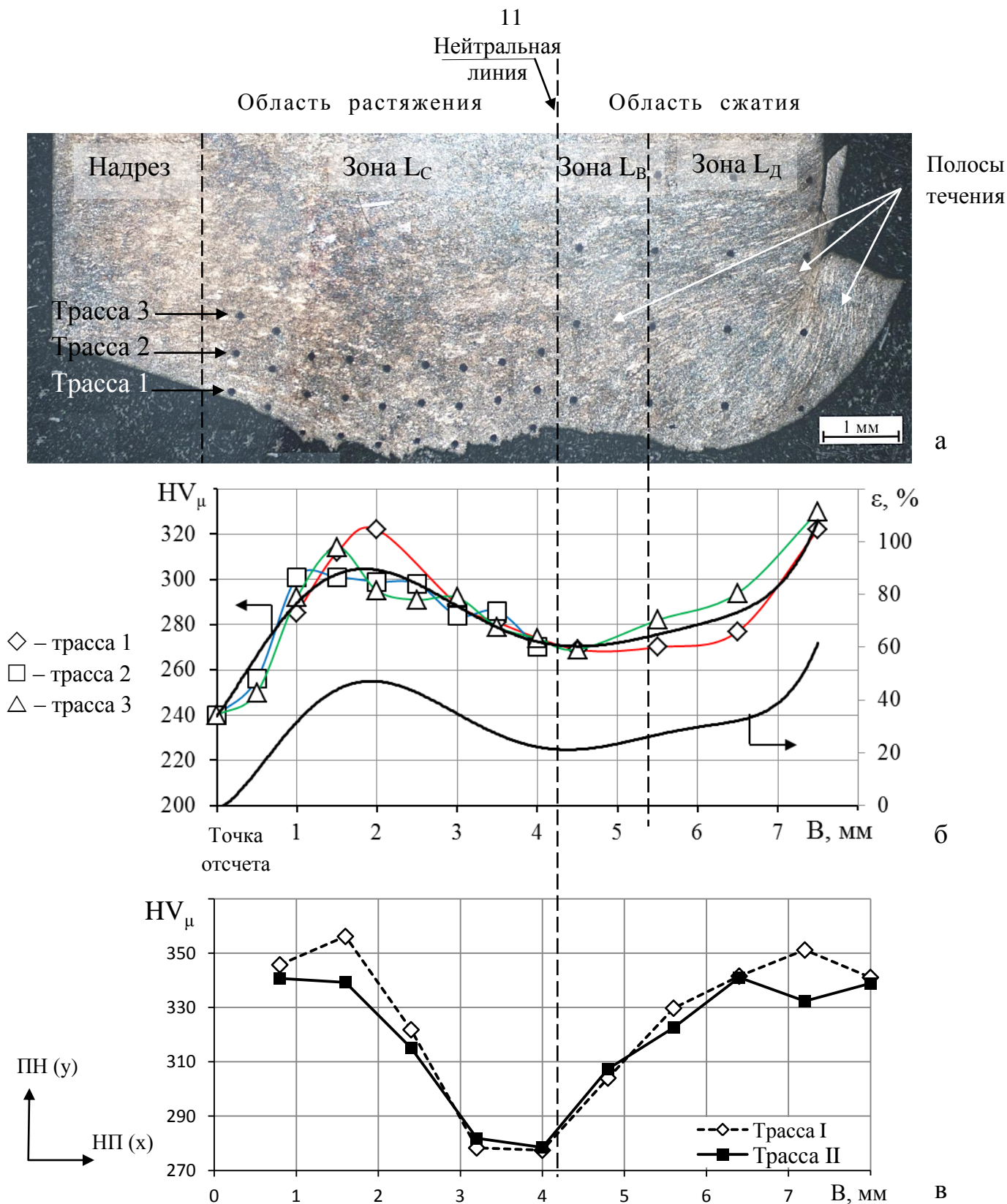


Рисунок 2 – Профиль поверхности разрушения образца Шарпи (сечение А), (а); распределение микротвердости  $HV_\mu$  и степени деформации  $\epsilon$  вблизи поверхности разрушения (б); распределение микротвердости в поперечном сечении ненадрезанного образца Шарпи после ударного изгиба без разрушения (в),  $T_{исп} = -40^\circ C$ .

С целью разделения вклада в  $HV_{\mu}$  ( $\epsilon$ ) макродеформации и микродеформации в ОПД магистральной трещины было изучено распределение  $HV_{\mu}$  в том же сечении в неразрушенном образце Шарпи без надреза, динамически изогнутом в аналогичных условиях. Пластический изгиб ненадрезанного образца Шарпи – пластический изгиб балки, распределение напряжений (деформации) в которой по высоте широко описано в литературе. Экспериментально полученные кривые (Рисунок 2 в) находятся в соответствии с ними.

Сопоставление кривых  $HV_{\mu}$  – В на рисунке 2 б, в, за исключением области, примыкающей к надрезу, показывает их идентичность и даже близость абсолютных значений  $HV_{\mu}$ . Это свидетельствует, что распределение напряжений в поперечном сечении образца, вдоль которого раскрывается МТр (на ряду со свойствами материала) играет определяющую роль в формировании всех параметров вязкого разрушения: локальных напряжений (деформации), профиля МТр, который изменяется в антифазе с  $HV_{\mu}$  на всем протяжении излома кроме зоны  $L_D$  (Рисунок 2 б, в) и др.

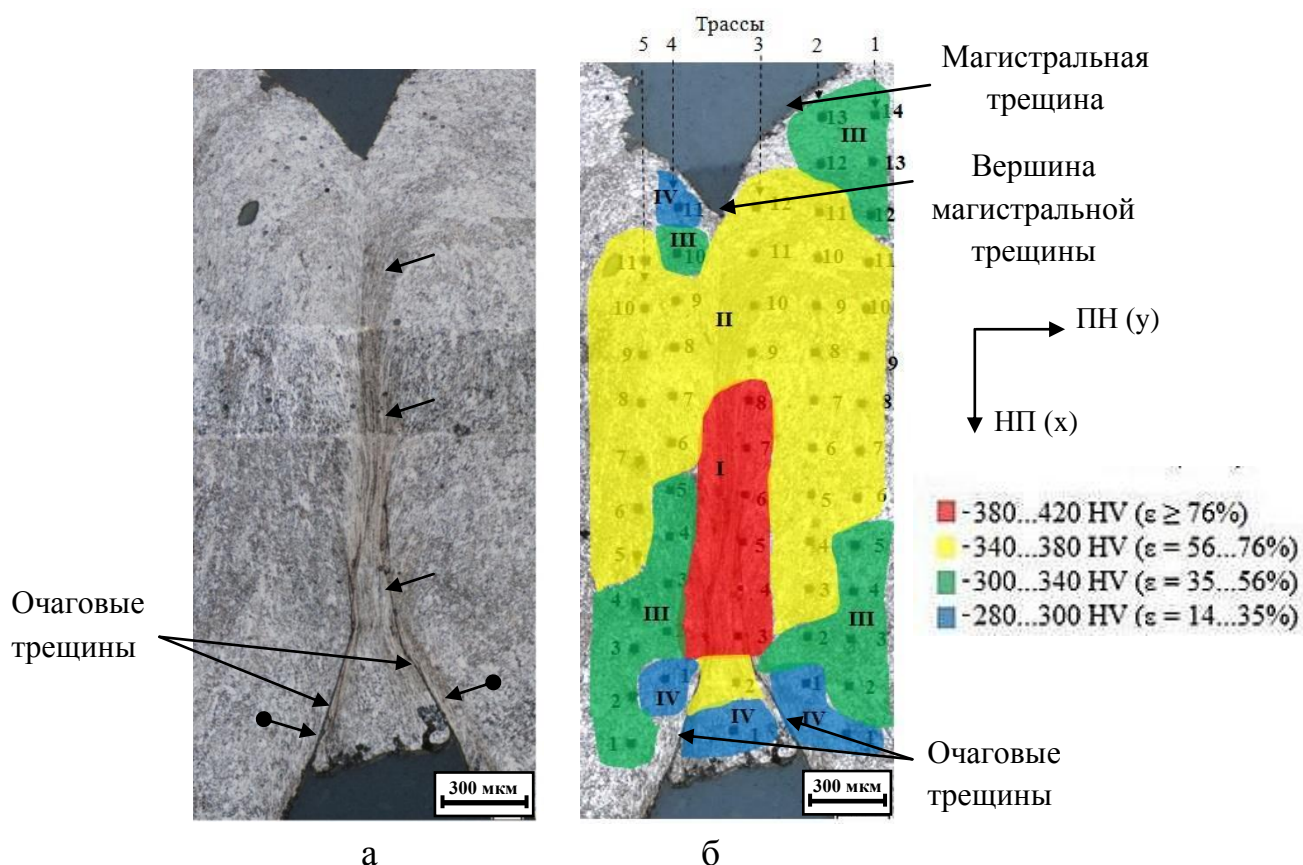


Рисунок 3 – Микроструктура (а) и распределение микротвердости и степени деформации (б) в зоне долома (сечение А) недоразрушенного образца стали 1,  $T_{исп} = 20 \text{ }^{\circ}\text{C}$ .

Анализ кривых на рисунке 2 совместно с фрактографическими данными показал, что зона  $L_C$  располагается в области растяжения, зоны  $L_B$  и  $L_D$  – сжатия, а нейтральная линия, как и в пластически изогнутой балке (образце Шарпи без надреза), имеет минимальные значения  $HV_\mu$ . Наибольшие значения  $HV_\mu$ , найденные по различным трассам, отвечают максимальной по  $\varepsilon$  и глубине ОПД магистральной трещины в середине зоны  $L_C$ . В зоне  $L_B$  значения этих характеристик заметно меньше. Минимальные величины  $HV_\mu$  в районе нейтральной линии свидетельствуют об отсутствии у магистральной трещины ОПД. Здесь  $HV_\mu$  равна микротвердости стали до изгиба.

Исследованием зоны долома  $L_D$  недоразрушенных образцов обнаружено, что на периферии слабо наклепанной оси пластического шарнира формируются две очаговые трещины сдвига ( $\bullet \rightarrow$  на рисунке 3). Они распространяются навстречу магистральной трещины отрыва, но не сливаются с ней, вероятно, в силу их различной природы. Очаговые трещины переходят в «факел» интенсивного пластического течения. Это обуславливает неоднородное распределение деформации ( $HV_\mu$ ) по зоне  $L_D$ ; экстремально высокие значения  $\varepsilon \geq 76\%$  ( $380 \dots 420 HV_\mu$ ) имеют участки, где ОПД магистральной трещины накладывается на область сжимающих напряжений в зоне  $L_D$  (Рисунок 3 б).

В четвертой главе приведены данные исследования ударной вязкости образцов, разрушенных при различных температурах с записью кривых «усилие  $F$  – прогиб образцов  $S$ » и «энергоемкость  $KV$  – прогиб  $S$ ».

Разрушение образцов ферритных сталей происходит с различной долей вязкой и хрупкой компонент, что задает на диаграммах положение точек  $F_{bf}$  и  $F_a$  (Рисунок 4). С понижением уровня вязкости стали точки  $F_{bf}$  и  $F_a$  закономерно смещаются в сторону меньших значений  $F$  и  $S$ , и, соответственно, увеличивается угол  $\alpha_2$  ( $\text{tg } \alpha_2$ ) (Рисунок 4).

Выделив на кривой нагружения линейный ниспадающий участок  $F_{bf} - F_a$  и определив значения, соответствующие его началу ( $F_{bf}$ ,  $S_{bf}$ ) и окончанию ( $F_a$ ,  $S_a$ ), можно найти параметр  $K_B$ :

$$K_B = W_B \cdot S_H, \quad (4)$$

где  $W_B$  – работа разрушения (площадь под кривой – заштрихованный участок на рисунке 4 а) на ниспадающем линейном участке кривой нагружения, определяемая как:

$$W_B = \frac{1}{2} \cdot (F_{bf} + F_a) \cdot (S_a - S_{bf}). \quad (5)$$

Установлено, что параметр  $K_B$  имеет удовлетворительную корреляцию ( $R^2 = 0,93$ ) с  $KCV$  образца и его можно использовать для аттестации вязкости



любых металлических материалов при наличии инструментальной записи кривой нагружения. Данный способ оценки вязкости защищен патентом РФ № 2570237.

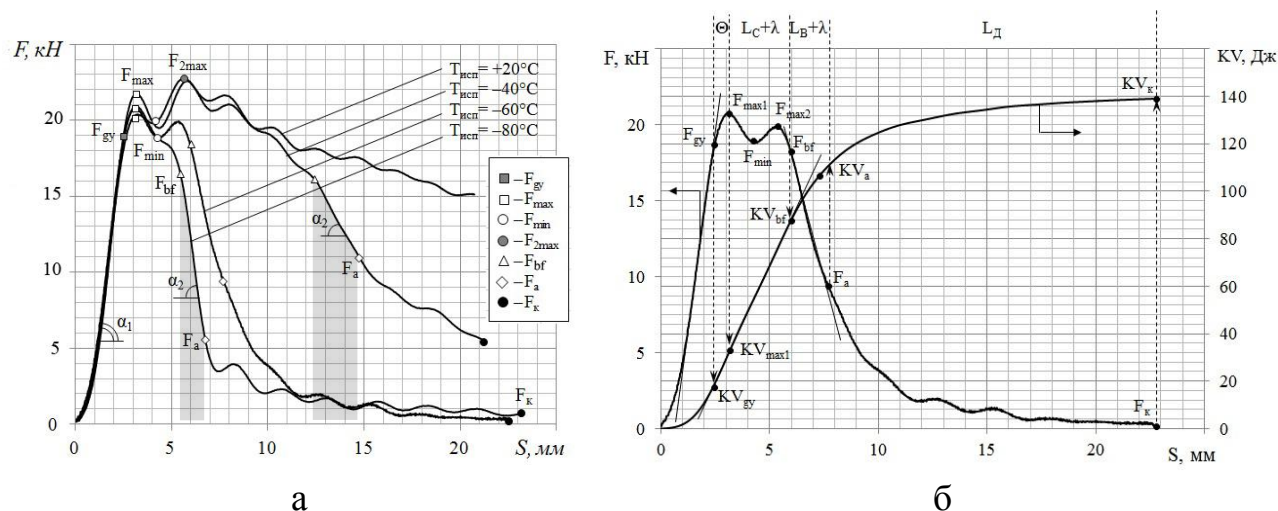


Рисунок 4 – Диаграммы нагружения высоковязких сталей 06Г2Б в координатах «усилие  $F$  – прогиб  $S$ » (а), «энергоемкость  $KV$  – прогиб  $S$ »

Найденные из совокупности данных диаграмм нагружения и фрактограмм значения энергоемкости отдельных стадий разрушения высоковязкой стали приведены в таблице 2.

Отношение  $KV_{распр}/KV_{зар}$  при снижении  $T_{исп}$  от 20 до  $-60$  °C для стали 3 уменьшается в  $\sim 5$  раз из-за резкого падения энергии распространения трещины  $KV_{распр}$  при слабо понижающейся  $KV_{зар}$ . Вклад  $KV_{распр}$  в энергоемкость разрушения  $KV_{к}$  при  $T_{исп} = 20 \dots -40$  °C достигает 90 %, а при  $T_{исп} = -60 \dots -80$  °C понижается до  $\sim 70$  %, так что работа распространения трещины ( $KV_{распр}$ ), которая вносит превалирующий вклад в ударную вязкость сталей типа 06Г2Б, имеет тот же ход с понижением  $T_{исп}$ , что и ударная вязкость (КСВ) (Рисунок 5).

Таблица 2 – Энергоемкость ( $KV$ , Дж) отдельных стадий разрушения и ударная вязкость (КСВ, Дж/см<sup>2</sup>) образцов Шарпи стали 3<sup>1)</sup>

$T_{исп}$ , °C	$KV_{зар}$	$KV_{Lc}$	$KV_{Lb}$	$KV_{Lc}/KV_{Lb}$	$KV_{Ld}$	$KV_{распр}$	$KV_{распр}/KV_{зар}$	$KV_{к}$	$KV_{распр}/KV_{к}$	КСВ, Дж/см <sup>2</sup>
20	19	332	- <sup>2)</sup>	- <sup>2)</sup>	- <sup>2)</sup>	320	16,8	360	0,92	444
-40	17	158	65	2,43	44	270	15,8	300	0,90	374
-60	16	56	24	2,33	27	110	6,5	140	0,88	174
-80	15	38	21	1,81	26	90	4,7	120	0,67	146

1) – Энергоемкость губ среза  $KV_{\lambda}$  входит в энергоемкость разрушения в отдельных зонах;

2) – Недоразрушенный образец, трещина остановилась в зоне  $L_c$ .

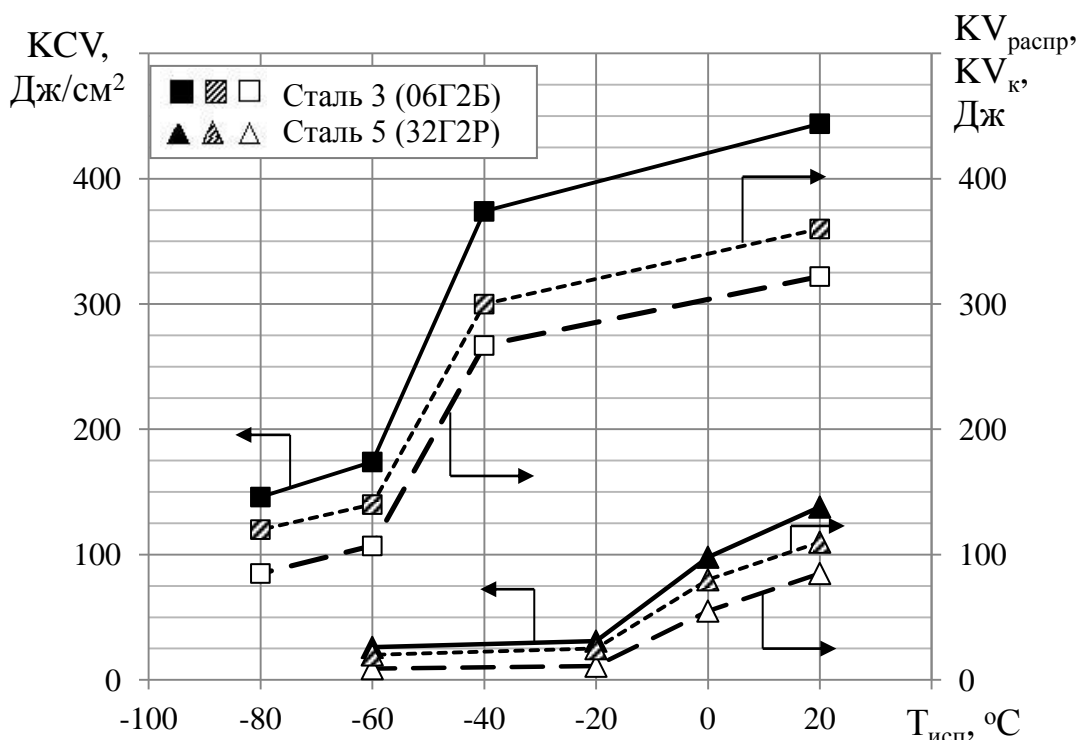


Рисунок 5 – Влияние температуры испытаний на ударную вязкость (■, ▲), энергоёмкость разрушения (▨, ▴) и работу распространения магистральной трещины (□, △)

В высоковязком состоянии (сталь 3) отношение  $KV_{Lc}/KV_{Lb} \geq 2,5$ , и даже при  $T_{исп} = -60...-80$  °C составляет  $\sim 2$ . Энергоёмкость зоны  $L_C$  ( $KV_{Lc}$ ) в интервале температур от  $-40$  до  $-60$  °C резко уменьшается ( $\sim 3$  раза) и достигает  $\sim 40$  Дж, в основном, за счет уменьшения размера зоны, так как установлено, что удельные энергозатраты  $KV_{Lc}/L_C \approx const$  при всех температурах испытаний. Следовательно, возникновение протяженной (по изгибу образца  $S = 15$  и  $7$  мм при  $T_{исп} = 20$  и  $-40$  °C) уникальной зоны однородного вязкого разрушения  $L_C$  обеспечивает наибольший уровень энергозатрат при разрушении образцов.

Вклад вязкой волокнистой зоны  $L_B$  в энергоёмкость разрушения образцов сравнительно невысок, тогда как вклад приповерхностной зоны губ среза  $\lambda$  через ее размер сильно чувствителен к температуре испытаний и составляет 17 и 2 % при  $T_{исп} = -20$  и  $-90$  °C соответственно.

Эти результаты обобщены на рисунке 6. Из него, в частности вытекает, что ниспадающая ветвь на серийной кривой  $KCV = f(T_{исп})$  не связана с вязкохрупким переходом, как это имеет место для сталей обычного уровня вязкости. В пользу этого свидетельствует то, что на нижнем уровне образцы имеют  $KCV = 50-100$  Дж/см² и в макровязком изломе отсутствует хрупкий квадрат.

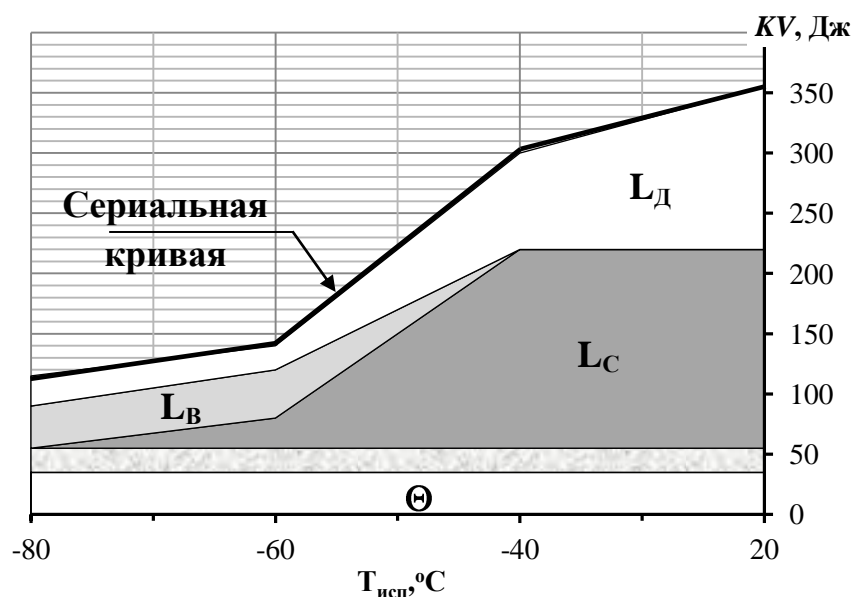


Рисунок 6 – Схема энергоемкости разрушения в зонах излома при различных температурах испытания

В тоже время прямолинейность отрезка  $F_{bf} - F_a$  на диаграмме нагружения, относящегося к макровязкой волокнистой зоне  $L_B$ , позволяет полагать, что в механизме разрушения в этой зоне существует хрупкая компонента (согласно ASTM E2298-13 и другим источникам, ниспадающий линейный отрезок  $F_{bf} - F_a$  на диаграммах нагружения сталей обычной вязкости относится к хрупкому разрушению).

Обосновано считать, что волокнистый рельеф в зоне  $L_B$  излом наследует от слоевой структуры образца, формирующейся в ходе испытания образца на изгиб. Разбиение металла на трансляционно-ротационно перемещающиеся слои при пластической деформации со значительной компонентой сжатия связано с возникновением большеугловых границ. Тогда, очевидно, хрупкая компонента макровязкого излома в зоне  $L_B$  – это результат межслоевого хрупкого разрушения по большеугловым границам (БУГр) деформационного происхождения.

В образцах исследованных сталей таковыми являются «старые» границы, внесенные горячей пластической деформацией при изготовлении листа, и «новые» границы, возникшие при испытании образцов. Наглядным проявлением такого хрупкого межслоевого разрушения по БУГр является образование в зоне  $L_B$  особых очаговых трещин – расщеплений.

В пятой главе рассмотрены структурные параметры, ответственные за высокую вязкость исследованных сталей.

В результате контролируемой прокатки и ускоренного охлаждения листа изученные стали имеют ультрадисперсную феррито-бейнитную (мартенситную)



структуру, в которой доля сдвиговых продуктов распада переохлажденного аустенита составляет 15-30 % (Рисунок 7). При существующей в данных сталях неоднородности по размеру и распределению структурных составляющих типичным для них является размер 3-9 мкм.

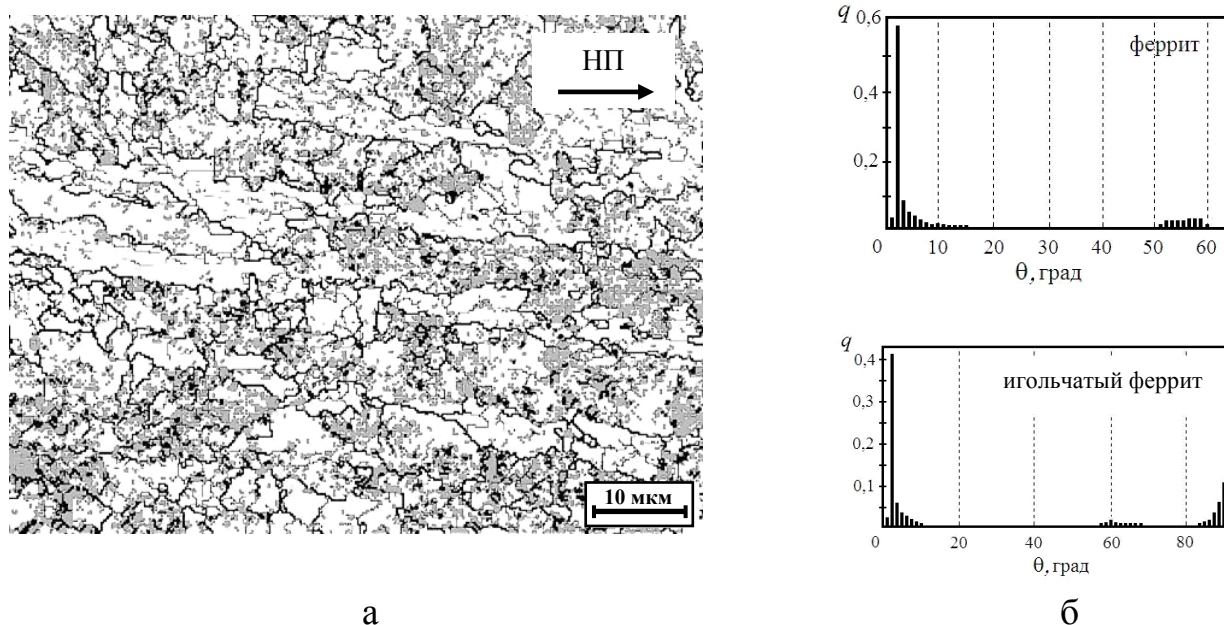


Рисунок 7 – Микроструктура стали 06Г2Б: а – РЭМ в режиме EBSD (белые участки – феррит, серые участки – мартенсит/бейнит); б – карты разориентировки границ зерен

Особенностью структуры является ярко выраженная полосчатость вдоль направления прокатки (НП) – полосы шириной 3-15 мкм разделены длинными, слегка изогнутыми границами (Рисунок 7 а). EBSD-анализ показал (Рисунок 7), что такие границы являются большеугловыми ( $\Theta = 50-60^\circ$ ), тогда как более тонкие границы внутри ферритных зерен, иногда незамкнутые, являются малоугловыми ( $\Theta < 15^\circ$ ). Подобная картина, еще более контрастно, наблюдается и для участков бейнита (мартенсита), где доля большеугловых разориентировок ( $\Theta = 85-90^\circ$ ) возрастает.

Следовательно, одним из факторов, обуславливающих высокую конструкционную прочность и экстремально высокую вязкость стали, является формирование внутри полос (слоев) полигонизованной структуры. Однако имеются исследования, показывающие, что вклад слоевая структура вносит отрицательный эффект в вязкость сталей, когда по межслоевым БУГр образуются особые очаговые трещины – расщепления (РЩ). Это предопределило необходимость детального изучения механизмов образования и роста РЩ и их вклада в общий уровень вязкости исследуемых сталей.

В образцах после ударных испытаний обнаруживаются многочисленные поры, которые возникают на межзеренной границе частица-матрица и при разрушении крупных ( $\sim 3$  мкм) ограненных частиц (Рисунок 8 а). Микрорентгеновским спектральным анализом установлено, что они являются карбонитридами  $Ti(Nb)C,N$ . Поскольку такие частицы располагаются на большеугловых границах, то образование пор приводит к раскалыванию участков БУГр, что типично для хрупкого межкристаллитного разрушения.

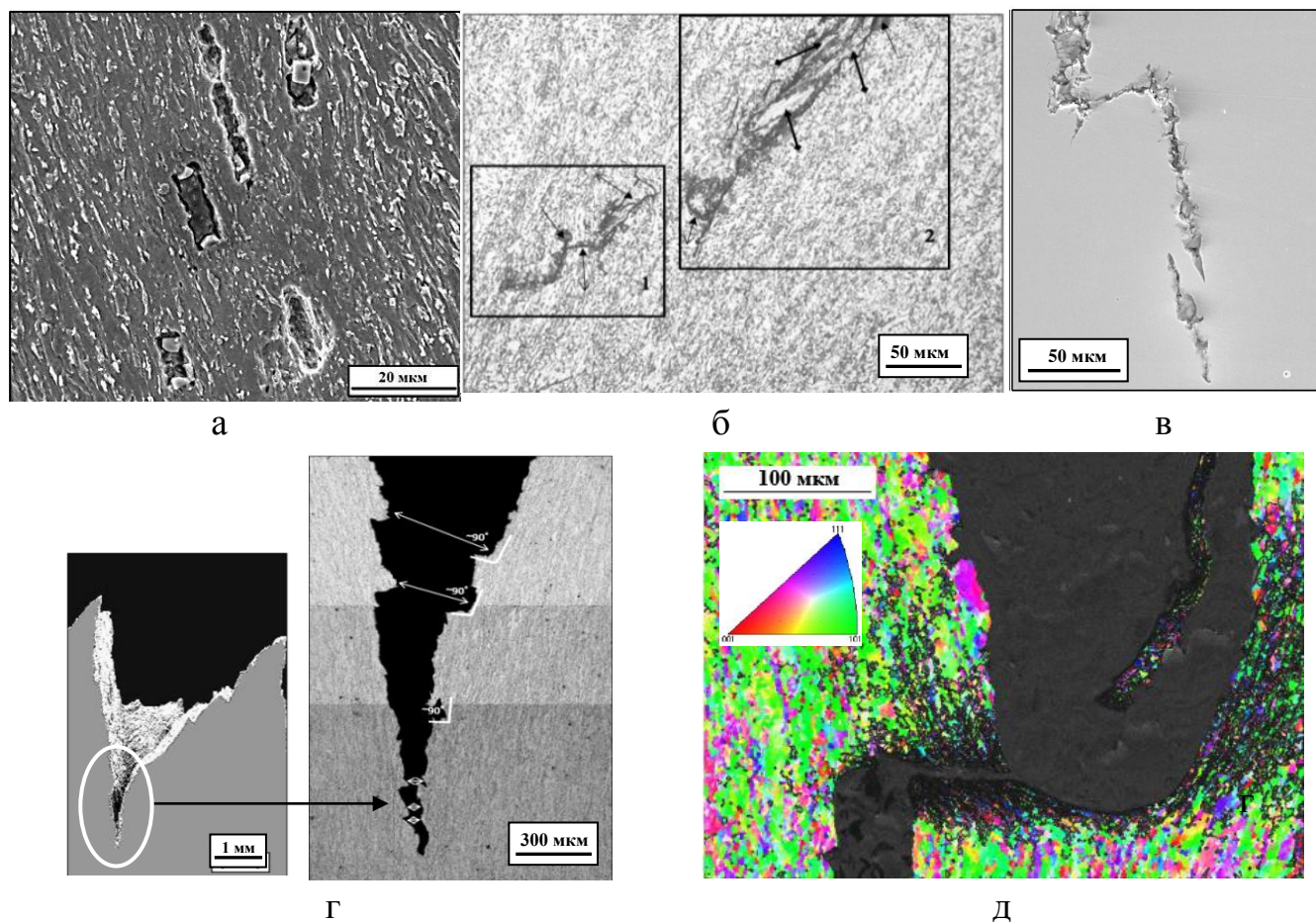


Рисунок 8 – Образование расщеплений: а, б – поры, частицы  $Ti(Nb)C,N$  и тонкие трещины; в – зародыши расщеплений; г – центральное расщепление; д – ориентировка зерен в окрестностях расщепления (метод EBSD – зеленым отмечена ориентировка  $\langle 101 \rangle$ ) (а, в, д – РЭМ; б, г – металлография)

Вытянутые вдоль направления действия сдвиговых напряжений соседние поры длиной 10-30 мкм залегают с некоторым смещением и разделены одной-двумя полосами деформации. На следующем этапе поры, расположенные в одной или соседних полосах деформации, соединяются извилистыми тонкими трещинами (Рисунок 8 б). Дальнейшая коалесценция таких образований путем

разрушения перемычек приводит к возникновению очаговых трещин, которые можно рассматривать как зародыши РЩ (Рисунок 8 в). Перемычки располагаются преимущественно в слоях с ориентацией  $\{001\}\langle 110\rangle$  (зеленые области на рисунке 8 д). В силу механизма возникновения зародыши расщеплений вытянуты вдоль полос деформации и имеют сборно-ступенчатую форму (Рисунок 8 г). Углубление и раскрытие РЩ сопровождается интенсивным пластическим течением, которое вызывает разворот стенок РЩ (Рисунок 8 г). В результате в сечении, перпендикулярном к поверхности разрушения, одна стенка РЩ проектируется шире другой.

Дифференцирование РЩ по размерам и площади областей релаксации (ОР) вокруг них позволило заключить, что вклад РЩ в энергоемкость разрушения образцов Шарпи в сравнении с действием других факторов невелик, хотя бы потому, что энергоемкость разрушения в зоне  $L_B$  сравнительно мала.

Итак, расщепления – неизбежный атрибут горячекатаного листа. Хотя расщепления – это очаговые трещины, неспособные превратиться в магистральную трещину, их массовое образование в районе климатических температур ( $T_{исп} \geq -40$  °С) нежелательно, так как является началом слоистого разрушения сталей, способного привести к потере несущей способности конструкций.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Анализ энергосиловых и структурно-фрактографических параметров разрушения позволил заключить, что объективными и легкодоступными методами оценки трещиностойкости высоковязких сталей типа 06Г2Б с ультрадисперсной феррито-бейнитно/мартенситной структурой являются исследование ударного изгиба с записью диаграмм нагружения и фрактографический анализ разрушенных образцов, поскольку установлена связь между отдельными участками диаграмм нагружения с зонами на поверхности изломов. Показано, что наилучшая корреляция ( $R^2=0,93$ ) с общим уровнем KCV образцов наблюдается для параметра  $K_B$  (Дж/мм), включающего в себя произведение суммы усилий в начале и конце стадии линейного снижения нагрузки на протяженность этого участка на диаграмме разрушения. Данный способ определения вязкости (KCV) сталей по параметру  $K_B$  защищен патентом РФ.

Высоковязкое состояние сталей ( $KCV^{40} \geq 250 \text{ Дж/см}^2$ ) характеризуется повышенной энергоемкостью зарождения магистральной трещины ( $KV_{\text{зар}} \approx 18 \text{ Дж}$ ) и большими усилиями ее срагивания ( $F \approx 22 \text{ кН}$ ), но, главное, чрезвычайно высокой энергией распространения трещины ( $KV_{\text{распр}} \geq 300 \text{ Дж}$ ,  $KV_{\text{распр}}/KV_{\text{зар}} \approx 17$ ). При этом работа распространения трещины составляет  $\sim 90 \%$  работы разрушения образца.

Столь высокая работа распространения трещины связана с возникновением на поверхности разрушения образцов уникальной зоны однородного вязкого разрушения  $L_C$  с крайне высокой удельной энергоемкостью (до  $\sim 700 \text{ Дж/см}^2$ ). Это обусловлено формированием в результате безрекристаллизационной контролируемой прокатки листа с ускоренным охлаждением ультрадисперсной структуры (размер зерен  $3 \dots 9 \text{ мкм}$ ), в которой, как показал EBSD анализ,  $\sim 90 \%$  ферритные кристаллы являются, по существу, субзернами с малоугловыми границами ( $\Theta \approx 2 \dots 7^\circ$ ).

В зоне  $L_C$  пластическая деформация получает наибольшее развитие, что следует из максимального уровня микротвердости ее приповерхностных областей ( $340 \text{ HV}$ ) по сравнению с таковыми у зоны вязкого волокнистого разрушения  $L_B$  ( $300 \text{ HV}$ ) и наибольшей площади пластической деформации в ее окрестностях. Зона  $L_C$  вносит наибольший вклад (до  $60 \%$ ) в энергоемкость разрушения образцов Шарпи изученных сталей, тогда как доля зоны волокнистого вязкого разрушения  $L_B$  с удельной энергоемкостью  $\sim 100 \text{ Дж/см}^2$ , причем уменьшающейся с понижением температуры испытания, составляет  $8 \dots 10 \%$ .

Выход стали из высоковязкого состояния (ниспадающий участок сериальной кривой ударной вязкости) связан с образованием и увеличением размера зоны  $L_B$ , снижением ее удельной энергоемкости, уменьшением величины зоны  $L_C$  и всех параметров макро- и микродеформации образцов Шарпи. Поскольку внутри волокон в изломе зоны  $L_B$ , как и в зоне  $L_C$ , формируется вязкий чашечный излом, то сравнительно низкая удельная энергоемкость разрушения в зоне  $L_B$  объясняется наличием хрупкой компоненты разрушения по поверхности волокон. Об этом же свидетельствует принадлежащий зоне  $L_B$  линейный ниспадающий участок на диаграмме нагружения  $F - S$ , который для сталей обычной вязкости связывается с хрупким разрушением.

Найдено, что по границам пластического шарнира в вязкой области долома  $L_D$  образцов Шарпи возникают две очаговые трещины сдвига, распространяющиеся навстречу магистральной трещине отрыва, но не

объединяющиеся с нею. Согласно диаграмме нагружения  $KV - S$ , работа, затрачиваемая магистральной трещиной при прохождении зоны  $L_d$ , сравнительно невелика.

Прослежена последовательность процессов, приводящих к образованию в образцах Шарпи особых очаговых трещин – расщеплений (РЩ): возникновение пор на частицах  $Ti(Nb)C,N$ , которые тяготеют к большеугловым границам ( $\Theta > 50^\circ$ ), унаследованным от безрекристаллизационной высокотемпературной пластической деформации; их объединение тонкими трещинами, что приводит к формированию исключительно в зоне  $L_B$  зародышей расщеплений, имеющих сборно-ступенчатую форму, чему способствует, как показал анализ карт EBSD, ориентация  $\{001\} \langle 110 \rangle$  слоев, в которых образуются перемычки, соединяющие зародыши расщеплений.

Исследованием эволюции РЩ и их стенок установлено, что РЩ являются межслоевыми хрупкими трещинами, но на всех этапах их образования обнаруживается существенная роль пластического течения. Анализ различных параметров разрушения позволил заключить, что хотя вклад РЩ в энергоемкость разрушения образцов невелик, их массовое образование в районе климатических температур нежелательно.

В качестве **перспектив дальнейшей разработки данной тематики** можно сформулировать следующие направления:

- изучение закономерностей разрушения, установленных при исследовании образцов Шарпи, на разрушение полномасштабных изделий (толстого листа) при натуральных (полигонных) испытаниях или эксплуатации конструкций;

- исследование особенностей разрушения образцов тех же сталей после различных режимов термообработки, снимающих полосовую структуру, унаследованную металлом от горячей прокатки листа с ускоренным охлаждением;

- широкое использование в практике исследовательских центров и заводских лабораторий копров с инструментальной записью диаграмм нагружения и их подробным анализом;

- увеличение масштаба применения фрактографического анализа методами световой и растровой электронной микроскопии, а также глубоких статистических оценок размера зерен, количества структурных составляющих и их локальных ориентировок в сталях, элементов структуры изломов.

## **ОСНОВНЫЕ ПУБЛИКАЦИИ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ:**

### **Статьи, опубликованные в рецензируемых научных журналах и изданиях, определенных ВАК:**

1. Морозова, А.Н. Использование осциллограмм ударного изгиба образцов Шарпи для оценки энергоемкости разрушения высоковязких сталей / В.А. Хотинков, В.М. Фарбер, А.Н. Морозова, Н.В. Лежнин // Производство проката. – 2013. – № 11. – С. 28-34 (0,4 п.л. / 0,3 п.л.).

2. Морозова, А.Н. Структура и механические свойства технологических сварных соединений газопроводных труб / В.М. Фарбер, В.А. Хотинков, М.А. Валов, А.Н. Морозова, Г.А. Шарипов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2014. – № 6. – С. 34-38 (0,3 п.л. / 0,2 п.л.).

3. Морозова, А.Н. Диагностика изломов и энергоемкости вязкого разрушения при инструментальных испытаниях на ударный изгиб / В.М. Фарбер, В.А. Хотинков, А.Н. Морозова, Н.В. Лежнин, Т. Мартин // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2015. – № 6. – С. 22-25 (0,3 п.л. / 0,2 п.л.).

4. Морозова, А.Н. Расщепления и их вклад в ударную вязкость сталей класса прочности К65 (Х80) / В.М. Фарбер, В.А. Хотинков, А.Н. Морозова, Т. Мартин // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2015. – № 8. – С. 39-44 (0,4 п.л. / 0,2 п.л.).

5. Морозова, А.Н. Расщепления в сталях, испытывавших контролируемую прокатку и последующее ускоренное охлаждение / В.М. Фарбер, О.В. Селиванова, Н.В. Лежнин, В.А. Хотинков, Морозова А.Н., С.В. Беликов, М.С. Карабаналов, А.Ю. Жилияков // Физика металлов и металловедение. – 2016. – Т. 117. – № 4. – С. 1-15 (0,9 п.л. / 0,5 п.л.).

### **Патенты:**

6. Пат. 2570237 Российская Федерация, Способ оценки вязкости металлических материалов / Хотинков В.А., Фарбер В.М., Морозова А.Н.; заявитель и патентообладатель федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина»; № 2012107942/28; заявл. 10.06.14; опубл. 10.12.15, Бюл. 34; 5 с.: ил.

### **Другие публикации:**

7. Журавкова, А.Н. (Морозова, А.Н) Фрактографическая диагностика трещиностойкости труб группы прочности Х80 (К65) по результатам испытаний ударной вязкости / В.М. Фарбер, А.Б. Арабей, И.Ю. Пышминцев, В.А. Хотинков, А.Н. Журавкова, Е.Н. Чусова // Сборник научных трудов XVIII Международной



научно-технической конференции «Трубы-2010». Челябинск. – 2010. – С. 108-117 (0,6 п.л. / 0,4 п.л.).

8. Журавкова, А.Н. (Морозова, А.Н) Фрактографический метод оценки трещиностойкости по результатам испытаний ударной вязкости / В.А. Хотин, Е.Н. Чусова, В.М. Фарбер, А.Н. Журавкова // Сборник научных трудов XI Международной Уральской научно-технической школы-семинара металлургов - молодых ученых. Екатеринбург. – 2010. – С. 119 (0,06 п.л. / 0,03 п.л.).

9. Морозова, А.Н. Критерии разрушения высокопрочных сталей с гетерофазной структурой / А.Н. Морозова, В.А. Хотин, Е.Н. Чусова, В.М. Фарбер // Сборник научных трудов XIV Международной Уральской научно-технической школы-семинара металлургов - молодых ученых. Екатеринбург. – 2013. – С. 72-73 (0,1 п.л. / 0,05 п.л.).

10. Морозова, А.Н. Соотношение энергетических и фрактографических параметров разрушения образцов стали 05Г2СМБ / А.Н. Морозова, А.А. Пьянкова, В.М. Фарбер, О.В. Селиванова // Сборник научных трудов XIV Международной Уральской научно-технической школы-семинара металлургов - молодых ученых. Екатеринбург. – 2013. – С. 69-71 (0,2 п.л. / 0,1 п.л.).

11. Морозова, А.Н. Оценка трещиностойкости сталей типа 05Г2СФ по кривым разрушения / А.Н. Морозова, В.А. Хотин // Сборник научных трудов XIV Международной Уральской научно-технической школы-семинара металлургов - молодых ученых. Екатеринбург. – 2013. – С.74-76 (0,2 п.л. / 0,1 п.л.).

12. Морозова, А.Н. Фрактографическая диагностика трещиностойкости сталей X80 (K65) по результатам испытаний на ударный изгиб / А.Н. Морозова, В.М. Фарбер, О.Н. Полухина // Сборник научных трудов научно-практической конференции «Актуальные вопросы конструкционной прочности и износостойкости деталей машин. Нижний Тагил. – 2014. – С. 118-119 (0,1 п.л. / 0,05 п.л.).

13. Морозова, А.Н. Изучение стадий распространения трещины в образцах Шарпи / А.Н. Морозова, В.М. Фарбер, В.А. Хотин, А.Ю. Жиликов // Сборник научных трудов XXII Уральской школы металлургов-термистов "Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов". Оренбург. – 2014. – С. 47-50 (0,3 п.л. / 0,2 п.л.).

14. Морозова, А.Н. Определение вязкости металлических материалов / А.Н. Морозова, В.А. Хотин, В.М. Фарбер // Сборник научных трудов XV Международной Уральской научно-технической школы-семинара металлургов - молодых ученых. Екатеринбург. – 2014. – С. 357-359 (0,2 п.л. / 0,1 п.л.).

15. Морозова, А.Н. Оценка уровня вязкости трубных сталей с помощью диаграмм ударного разрушения / В.М. Фарбер, В.А. Хотинков, А.Н. Морозова // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. Екатеринбург. – 2015. – № 1. – С. 57-66 (0,6 п.л. / 0,3 п.л.).

16. Морозова, А.Н. Расщепления в сталях, испытавших контролируемую прокатку и последующее ускоренное охлаждение // *Сборник научных трудов XVI Международной Уральской научно-технической школы-семинара металлургов - молодых ученых*. Екатеринбург. – 2015. – С. 8-10 (0,2 п.л. / 0,1 п.л.).

17. Морозова, А.Н. Определение вязкости сталей при инструментальных испытаниях на ударный изгиб / В.М. Фарбер, В.А. Хотинков, А.Н. Морозова, С.В. Беликов // *Сборник научных трудов III Международной Уральской научно-практической конференции «Обеспечение надежности теплоэнергетического оборудования техническое диагностирование и экспертиза промышленной безопасности»*. Челябинск. – 2015. – С. 83-86 (0,3 п.л. / 0,2 п.л.).

18. Морозова, А.Н. Особенности деформационного поведения высоковязких сталей типа 06Г2МБ при испытании на растяжение / В.М. Фарбер, В.А. Хотинков, О.Н. Полухина, А.Н. Морозова, Д.И. Вичужанин // *Сборник научных трудов III Международной Уральской научно-практической конференции «Обеспечение надежности теплоэнергетического оборудования техническое диагностирование и экспертиза промышленной безопасности»*. Челябинск. – 2015. – С. 77-87 (0,9 п.л. / 0,5 п.л.).

19. Морозова, А.Н. Лабораторные критерии трещиностойкости в высокопрочных сталях / В.М. Фарбер, В.А. Хотинков, А.Н. Морозова, С.В. Беликов, М.С. Карабаналов // *Сборник научных трудов III Международной Уральской научно-практической конференции «Обеспечение надежности теплоэнергетического оборудования техническое диагностирование и экспертиза промышленной безопасности»*. Челябинск. – 2015. – С. 87-88 (0,1 п.л. / 0,05 п.л.).