

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ
НАУКИ ИНСТИТУТ МЕТАЛЛУРГИИ И МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ
им. А.А. БАЙКОВА РОССИЙСКОЙ АКАДЕМИИ НАУК

На правах рукописи

Воркачев Константин Григорьевич

**МИКРОСТРУКТУРА НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ И
ОСОБЕННОСТИ ИХ РАЗРУШЕНИЯ В ИНТЕРВАЛЕ
ВЯЗКО-ХРУПКОГО ПЕРЕХОДА**

Специальность 05.16.01 –
«Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов»

Автореферат
диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Москва – 2020

Работа выполнена в Федеральном государственном бюджетном учреждении науки
Институте металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук
(ИМЕТ РАН)

Научный руководитель:

академик РАН,
научный руководитель ИМЕТ РАН

Солнцев Константин Александрович

Научный консультант:

кандидат технических наук,
ведущий научный сотрудник ИМЕТ РАН

Кантор Матвей Матвеевич

Официальные оппоненты:

доктор технических наук,
профессор кафедры металловедения и
физики прочности НИТУ «МИСиС»

Кудря Александр Викторович

доктор технических наук,
генеральный директор
АО НПО «ЦНИИТМАШ»

Орлов Виктор Валерьевич

Ведущая организация:

Федеральное государственное унитарное
предприятие «Центральный научно-
исследовательский институт
черной металлургии им. И.П. Бардина»
(ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина»)

Защита диссертации состоится «29» октября 2020 года в 14 ч 00 мин на заседании диссертационного совета Д. 002.060.01, созданного на базе Федерального государственного бюджетного учреждения науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук (ИМЕТ РАН), по адресу: 119334, г. Москва, Ленинский проспект, д. 49, БКЗ.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке ИМЕТ РАН, а также на официальном сайте ИМЕТ РАН <http://www.imet.ac.ru>

Автореферат разослан «___» _____ 2020 года

Ученый секретарь диссертационного совета,
доктор технических наук, профессор



Блинов В.М.

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы и степень разработанности проблемы

Основной проблемой применения низколегированных сталей как конструкционного материала является обеспечение надежности и безотказности работы в условиях эксплуатации. Нормативно-техническая документация на изготовление конструкций из низколегированных сталей предполагает, что работоспособность считается обеспеченной при определенном значении вязкости. Фундаментальной особенностью низколегированных сталей является существование вязко-хрупкого (В-Х) перехода на температурной зависимости вязкости, обусловленное тем, что их микроструктура содержит преимущественно ферритные составляющие (с ОЦК-решеткой). Многочисленные исследования выявили зависимость изменения температуры В-Х перехода в зависимости от структурного состояния сталей. При испытаниях большого количества номинально идентичных образцов в интервале В-Х перехода наблюдается ряд значений характеристик вязкости (вязкости разрушения, ударной вязкости). Определение характеристик вязкости в интервале В-Х перехода часто проводят по 3-5 измерениям, что может привести к их недостоверной оценке, а следовательно, и к возникновению аварийных ситуаций.

Повышенное рассеяние характеристик вязкости неоднократно изучалось экспериментально, но анализировалось преимущественно статистическими методами. Наиболее эффективными для прогнозирования температуры перехода от вязкого разрушения к хрупкому оказались методы, основанные на статистике Вейбулла. Однако, к настоящему времени причины и источники повышенного рассеяния вязкости в интервале В-Х перехода остаются экспериментально неустановленными.

Цель и задачи исследования

Целью настоящей работы является экспериментальное изучение источников и причин происхождения повышенного рассеяния величин ударной вязкости в интервале вязко-хрупкого перехода и их взаимосвязи с микроструктурой низколегированных сталей.

Для достижения обозначенной цели, принимая во внимание разработанность проблемы, были поставлены и решены следующие *задачи*:

1. Разработка нового экспериментального подхода к изучению вязкости низколегированных сталей в интервале вязко-хрупкого перехода, основанного на изучении рассеяния величин ударной вязкости.
2. Рассмотрение микротрещин, сопровождающих разрушение образцов низколегированных сталей ударным изгибом в интервале вязко-хрупкого перехода, в

качестве индикаторов образования локальных областей микроструктуры с пониженной и повышенной вязкостью.

3. Изучение особенностей $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в современных низкоуглеродистых низколегированных сталях как источника повышенного рассеяния величин ударной вязкости в интервале вязко-хрупкого перехода.
4. Количественная характеристика соотношений микроструктура-ударная вязкость низкоуглеродистых низколегированных ферритно-перлитных и ферритно-бейнитных сталей после непрерывного охлаждения.
5. Применение нового подхода к изучению вязкости высоковязких низкоуглеродистых микролегированных сталей с уровнем прочности 625-825 МПа в интервале вязко-хрупкого перехода.

Научная новизна работы

1. Впервые предложен метод, позволяющий отличить деформацию сопровождающую разрушение, от деформации предшествующей разрушению ударным изгибом низколегированных сталей в интервале вязко-хрупкого перехода. Метод основан на визуализации локальной деформации объемов металла пластических зон, образующихся при распространении магистральной трещины.
2. Предложено использование суммарной длины микротрещин в сечениях конкретных образцов низкоуглеродистой низколегированной стали, в качестве интегральной количественной характеристики разрушения при испытаниях на ударный изгиб в интервале вязко-хрупкого перехода. Впервые экспериментально выявлена корреляционная связь между соотношением суммарной длины хрупких и вязких микротрещин и величиной ударной вязкости при испытаниях на ударный изгиб.
3. Посредством применения методов дифракции отраженных электронов, просвечивающей Кикучи дифракции и 3-х мерной реконструкции микроструктуры экспериментально доказано существование в микроструктуре низколегированных ферритно-перлитных сталей непрерывных сростков доэвтектоидного и перлитного ферритов.
4. Посредством сопоставления особенностей внутреннего строения и характера изменения ориентации, установлено, что фрагментация ферритной матрицы перлитного феррита происходит на стадии роста пластин цементита при нарушении условий кооперации.

Практическая значимость

1. Экспериментально показана обусловленная рассеянием величин ударной вязкости необходимость проведения множественных испытаний на ударный изгиб при оценке применимости низколегированных сталей в качестве конструкционных материалов, эксплуатируемых в интервале температур вязко-хрупкого перехода.
2. Показана перспективность применения методов дифракции отраженных электронов для углубленной оценки характеристик микроструктуры низколегированных ферритно-перлитных сталей. Разделение перлитных составляющих по критерию фрагментации перлитного феррита, а также учет образования сростков доэвтектоидного и перлитного ферритов позволяет более точно оценить соотношения микроструктура – вязкость в низколегированных ферритно-перлитных сталях.
3. Установлено, что обеспечение повышенной вязкости в интервале вязко-хрупкого перехода для низколегированных сталей после термического улучшения достигается не только за счет измельчения размеров зерен, но и за счет варьирования в микроструктуре содержания более пластичного и вязкого квази-полигонального феррита.
4. Установлено, что разрушение высоковязких низкоуглеродистых микролегированных сталей в интервале вязко-хрупкого перехода сопровождается образованием микротрещин вязкого отрыва в пластической зоне под вязкой составляющей изломов и микротрещин транскристаллитного скола в пластической зоне в области расщеплений. Локальная изменчивость вязкости обусловлена следующими особенностями микроструктуры: образованием аномально крупных блинообразных зерен бывшего аустенита, образованием разнотермической микроструктуры, содержащей ряд ферритных составляющих, остаточный аустенит и мартенсит-аустенитную составляющую. Полученные результаты были применены на практике в ходе совместных работ ИМЕТ РАН и ИТЦ АО "ВМЗ" при оптимизации микроструктуры толстолистового проката и зоны термического влияния низкоуглеродистых микролегированных сталей.

Основные положения, выносимые на защиту

1. Подход к изучению вязкости низколегированных сталей, основанный на экспериментальном анализе причин и источников повышенного рассеяния величин ударной вязкости в интервале вязко-хрупкого перехода.
2. Образование вязких и хрупких микротрещин как индикаторов формирования локальных областей микроструктуры с повышенной и пониженной вязкостью в

пластической зоне при разрушении низколегированных сталей ударным изгибом в интервале вязко-хрупкого перехода.

3. Результаты экспериментального изучения фрагментации перлитного феррита и образования сростков доэвтектоидного и перлитного ферритов в микроструктуре современных низколегированных ферритно-перлитных сталей после непрерывного охлаждения.
4. Особенности $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в современных низкоуглеродистых низколегированных и микролегированных сталях с ферритно-бейнитной микроструктурой, как источник рассеяния величин ударной вязкости в интервале вязко-хрупкого перехода.

Достоверность и надежность полученных результатов

Научные результаты получены на сертифицированном испытательном оборудовании, с применением современных методов исследований. Большой массив экспериментальных данных подвергался статистической обработке и проверке на низкоуглеродистых низколегированных и микролегированных сталях других составов. Результаты работы апробированы на международных и всероссийских конференциях, а также в реферируемых научных журналах.

Личный вклад автора

Автор диссертационной работы принимал непосредственное участие в постановке цели и задач исследования, в проведении механических испытаний образцов, проводил изучение микроструктуры и микротрещин в низкоуглеродистых низколегированных и микролегированных всеми представленными в работе методами микроскопии, а также анализировал полученные результаты.

Публикации

Основные положения диссертации изложены в 5 публикациях из перечня журналов ВАК и/или в журналах, индексируемых в системах Scopus и WOS.

Апробация работы

Международная конференция и школа по дифракции отраженных электронов Oxford Instruments EBSD user meeting 2013, 2019 (апрель 2013 года, г. Франкфурт-на-Майне, сентябрь-октябрь 2019 года, г. Эрбах, Германия); XIX Российский симпозиум по растровой электронной микроскопии и аналитическим методам исследования твердых тел (июнь 2015 года, г. Черноголовка); Международная конференция IUMRS-ICAM 2015 (октябрь 2015 года, г. Джеджу, Республика Корея); Международная конференция State-of-the-art Trends of Scientific Research of Artificial and Natural Nanoobjects 2016, 2018 (апрель 2016 года, г. Санкт-

Петербург, октябрь 2018 года, г. Москва); Международная конференция Materials Science and Engineering Congress 2016, 2018 (сентябрь 2016, 2018 года, г. Дармштадт, Германия); 16-ая конференция молодых ученых и специалистов «Новые материалы и технологии» КМУС-2017 (июнь 2017 года, г. Санкт-Петербург); Международная конференция XIV Китайско-Российский Симпозиум «Новые материалы и технологии» (ноябрь-декабрь 2017 года, г. Санья, Китай); VIII Евразийского симпозиума по проблемам прочности материалов и машин для регионов холодного климата посвященный памяти и 80-летию академика В.П. Ларионова Eurastrencold-2018 (июль 2018 года, г. Якутск).

Объем и структура диссертации

Диссертация изложена на 183 страницах машинописного текста, содержит введение, 6 глав, выводы, 19 таблиц, 89 рисунков, 14 формул, список литературы из 194 наименований, а также 1 приложение.

Во введении обоснована актуальность и проработанность темы диссертации; обозначена цель работы и задачи для ее реализации; показана научная новизна и практическая значимость проведенного исследования, обозначен личный вклад автора, а также перечислены положения, выносимые на защиту.

В первой главе приведен аналитический обзор публикаций на тему изучения взаимосвязи механических свойств и ударной вязкости с особенностями микроструктуры низколегированных сталей. Свойственный низкоуглеродистым низколегированным (ферритным) сталям температурный интервал В-Х перехода характеризуется повышенным рассеянием величин вязкости. Описаны основные особенности формирования микроструктуры низколегированных сталей, полученные по результатам ее изучения традиционными методиками. Показаны возможности применения методов дифракции отраженных электронов (ДОЭ) для изучения микроструктуры сталей. На основе сведений о происхождении рассеяния величин вязкости в интервале В-Х перехода и недостаточно полного описания особенностей микроструктуры современных низколегированных сталей посредством традиционных подходов, были сформулированы цель и задачи исследования.

Во второй главе приводится материал и методика эксперимента. Исследование проведено на листовом прокате промышленных плавок I и II современной низкоуглеродистой низколегированной стали марки 09Г2С в горячекатаном (ГК), нормализованном (Н) и термоулучшенном (ТУ1, ТУ2, закалка + высокий отпуск) состояниях поставки, а также на листовом прокате промышленной плавки III низкоуглеродистой микролегированной стали уровня прочности 625-825 МПа, полученной термомеханическим контролируемым процессом (ТМКП, контролируемая прокатка + ускоренное охлаждение). Толщина листового проката плавок I, II и III - 12 мм, 14 мм и 28 мм. Химический состав плавок I и II полностью

удовлетворял требованиям ГОСТ 19281-2014, Таблица 1. При этом содержание Р – 0,009...0,013%, S – 0,004...0,008% было существенно ниже регламентированных требований, что позволило рассмотреть такой материал фактически новым по сравнению со сталью 09Г2С более ранних периодов металлургического производства. Снижение содержания Р и S приводит к изменению хода $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения за счет перераспределения Mn из сульфидов в твердый раствор. Химический состав плавки **III** удовлетворял требованиям к сталям класса прочности X80 по ГОСТ Р ИСО 3183-2012.

Таблица 1. Химический состав, весовые %.

Плавка	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	Ti	Mo	Nb	V
I ГК, Н, ТУ1	0,12	0,69	1,59	0,013	0,008	0,07	0,08	0,18	0,04	0,02	-	0,010	<0,005
II ТУ2	0,11	0,58	1,53	0,009	0,004	0,06	0,06	0,11	0,03	0,01	-	0,010	<0,005
III ТМКП	0,04	0,23	1,88	0,015	0,004	0,052	0,27	0,28	0,03	0,02	0,19	0,025	<0,005

Для изучения рассеяния величин ударной вязкости в интервале В-Х перехода использовали стандартные поперечные образцы с U-образным надрезом размерами 55x10x10 мм, проявляющие наибольшую чувствительность по отношению к локальным изменениям микроструктуры. Испытания на ударный изгиб металла плавки **II** проводились в соответствии с ГОСТ Р ИСО 148-1-2013 на маятниковом копре Roell Amsler RKP-450 (Zwick/Roell) с потенциальной энергией в 450 Дж и скоростью маятника 5,23 м/с при температурах от -80°C до +20°C с шагом в 20°C. Приходилось не менее чем по 50 образцов на каждую из температур испытаний. Испытания на ударный изгиб металла плавки **III** проводились на маятниковом копре Roell Amsler PSW 750 IR GE (Zwick/Roell) с потенциальной энергией в 750 Дж и скоростью маятника 5,42 м/с при температурах от -100°C до +20°C с шагом в 20°C. Ударному разрушению были подвергнуты по 40 образцов при температурах 0°C, -20°C и -40°C, а также по 20 образцов при температурах 20°C, -60°C, -80°C и -100°C.

Испытания на статическое растяжение стали 09Г2С плавки **II** в ТУ2 состоянии проводились на стандартных цилиндрических пропорциональных пятикратных образцах типа III, №6 с диаметром 6 мм и рабочей длиной 30 мм при комнатной температуре на универсальной испытательной машине Instron 3382 со скоростью нагружения 1 мм/мин в соответствии с ГОСТ 1497-84.

Твердость каждой из ферритных составляющих микроструктуры плавок **I** ТУ1 и **II** ТУ2 стали 09Г2С оценивалась на микротвердомере Wolpert Wilson 402HVP по методу Виккерса с нагрузкой в 1 Н в течение 10 с посредством проведения не менее 50 измерений.

Для исследования фрактографических особенностей полностью разрушенные образцы (с неотделившимися после испытаний на ударный изгиб половинами) разделялись посредством долота при -196°C . Макрофрактографический анализ проводился с применением системы для макросъемки. При определении соотношений хрупкой и вязкой составляющих изломов зоны долота и области расщеплений исключались, рис. 1 (а).

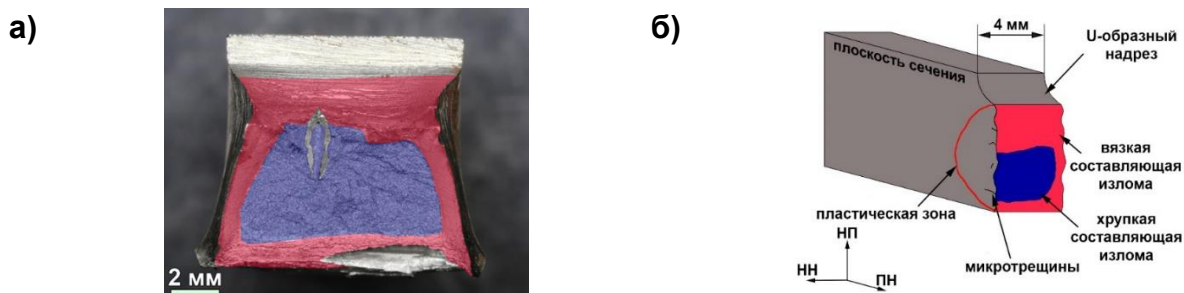


Рисунок 1 – Изучение образцов, разрушенных ударным изгибом в интервале В-Х перехода: (а) определение соотношений вязкой и хрупкой составляющих; (б) схема пробоподготовки для изучения микротрещин и микроструктуры в области пластической зоны.

Макро- и микрофрактографический анализ расщеплений проводился на образцах плавки **III**, показавших минимальные величины ударной вязкости при каждой из температур испытаний.

Изучение количественных характеристик и природы микротрещин в металле плавки **II ТУ2** проводилось на 6 полностью разрушенных образцах (половины разрушенных образцов разделялись без значительных усилий) показавших рассеяние минимальных величин ударной вязкости KCU^{-60} , рис. 1 (б). Для стали плавки **III ТМКП** природа микротрещин демонстрировалась на образце, показавшем минимальную величину ударной вязкости KCU^{-60} .

Определение количественных характеристик микроструктуры и изучение фазовых превращений проводилось на образцах, вырезанных в продольной плоскости. Шлифы подготавливались по стандартным металлографическим методикам. Для снятия поверхностного дефектного слоя на финишной стадии полировки использовалась суспензия коллоидного кремния с размером частиц 0,05 мкм.

Особенности микроструктуры и разрушений изучались с применением двухлучевой установки CrossBeam 1540 EsB (Carl Zeiss) методами дифракции отраженных электронов (ДОЭ), просвечивающей Кикучи дифракции (ПКД), микроскопии ориентационного контраста (МОК), микроскопии фокусированного ионного пучка (ФИП) и 3д реконструкции микроструктуры ФИП/ДОЭ, рис. 2. ДОЭ карты получались при ускоряющем напряжении 20 кВ по квадратному растру с шагом 100-200 нм, в режиме высокого тока с биннингом 4x4, углом наклона в 70° и рабочим отрезком в 15 мм. В режиме ПКД ускоряющее напряжение составляло 30 кВ, рабочий отрезок – 7 мм, шаг построения карт – 20 нм, угол наклона образца

к горизонтали - 20° . Первичная постоперационная обработка кристаллографической информации производилась в программном пакете HKL Channel5 (Oxford Instruments), углубленная в программном пакете Python.

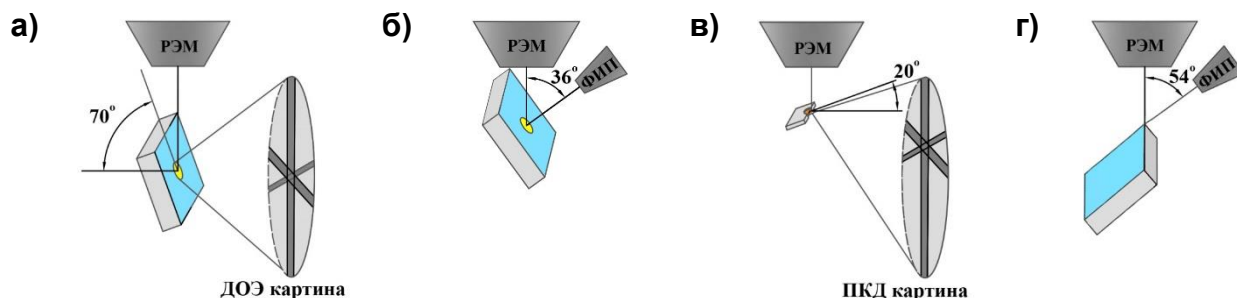


Рисунок 2 - Режимы двухлучевой системы CrossBeam 1540 EsB: (а) ДОЭ/РЭМ/МОК; (б) изображения ФИП; (в) ПКД; (г) травление ФИП (при 3-д реконструкции микроструктуры).

Изучение микроструктуры бывшего аустенита (высокотемпературной фазы) проводилось на металле плавов **I ТУ1**, **II ТУ2** и **III ТМКП**. Металлографические шлифы подвергались травлению в нагретом до 90°C насыщенном водном растворе пикриновой кислоты с добавлением катион-анионного поверхностно активного вещества лаурилсульфат натрия и HCl. Захват изображений осуществлялся программным обеспечением Axiovision посредством цифровой камеры, установленной на оптический микроскоп Axioscope A1 (Carl Zeiss).

В третьей главе на основе изучения особенностей рассеяния величин ударной вязкости, анализа природы и количественных характеристик микротрещин для образцов плавки II ТУ2 стали 09Г2С предложен новый подход к изучению вязкости низколегированных сталей в интервале В-Х перехода.

Первая часть подхода состояла в экспериментальном построении и анализе температурной зависимости ударной вязкости, рис. 3. Множественные испытания на ударный изгиб (не менее чем по 50 образцов на температуру) проводились для повышения достоверности определения рассеяния величин ударной вязкости. Экспериментально установлено, что в интервале температур от -80°C до 0°C наблюдался В-Х переход, рис. 3 (а). Разрушение образцов имело смешанный характер, а величины ударной вязкости показывали повышенное рассеяние. Максимальные величины ударной вязкости практически линейно уменьшались с понижением температуры. Предложено рассматривать верхнюю огибающую в качестве полного ресурса вязкости материала, который определяет достижимый при данном химическом составе уровень вязкости ферритной матрицы низколегированной стали (с бездефектной, либо с наиболее совершенной из возможных структурой) при каждой из температур испытаний. В свою очередь наблюдалось скачкообразное снижение минимальных

величин ударной вязкости. Характеризуемые нижней огибающей минимальные величины предлагается рассматривать как вязкость, обусловленную преждевременным разрушением. Фактически нижняя огибающая определяет границу применимости стали как конструкционного материала.

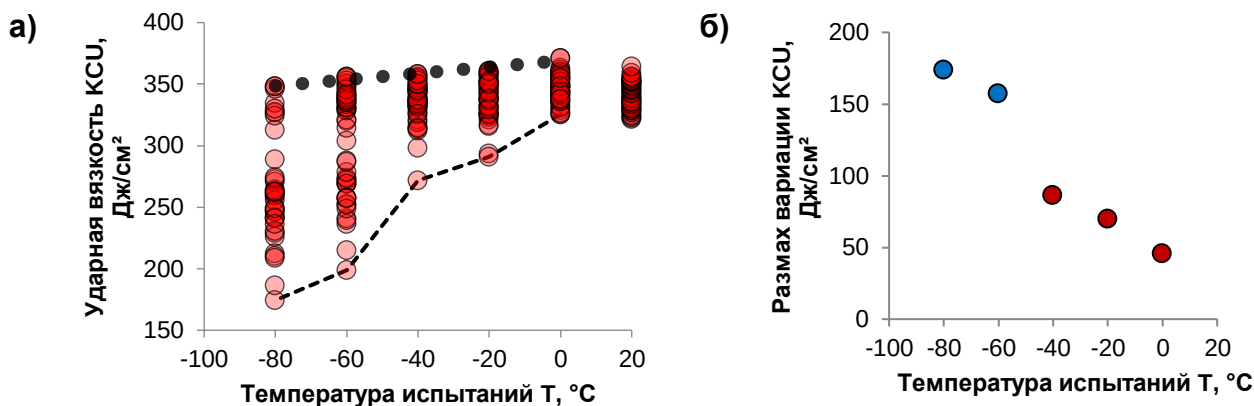


Рисунок 3 - Экспериментальное изучение ударной вязкости. Сталь 09Г2С плавка II ТУ2: (а) температурная зависимость ударной вязкости КСУ; (б) температурная зависимость размаха вариации ударной вязкости КСУ в интервале В-Х перехода. ВТИ – красный, НТИ – синий.

Анализ температурной зависимости размаха вариации КСУ выявил наличие в интервале В-Х перехода двух участков, рис. 3 (б): высокотемпературного ВТИ (красный) и низкотемпературного НТИ (синий). Установлено, что частотные распределения величин ударной вязкости КСУ для участка ВТИ проявляли мономодальное распределение, а доля хрупкой составляющей $\Phi_{хр.}$ в изломах составляла 5-15%, рис. 4 (а). На участке НТИ наблюдалось появление дополнительной моды распределения с меньшими значениями ударной вязкости и повышенной долей хрупкой составляющей $\Phi_{хр.2} = 15-40\%$, рис. 4 (б).

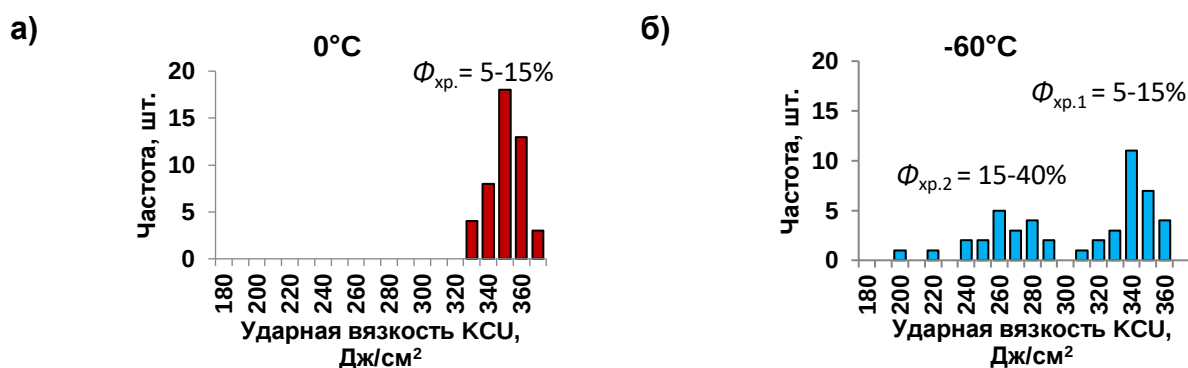


Рисунок 4 - Частотные распределения значений ударной вязкости КСУ. Сталь 09Г2С плавка II ТУ2: (а) ВТИ; (б) НТИ.

Характерной особенностью, позволяющей связать механизм повышенного рассеяния величин ударной вязкости при разрушении образцов в интервале В-Х перехода с локальными

особенностями микроструктуры конкретных образцов, является образование микротрещин. Вторая часть подхода основана на экспериментальном изучении механизмов разрушения при испытаниях на ударный изгиб в интервале В-Х перехода посредством анализа природы и количественных характеристик микротрещин в сечениях конкретных образцов.

Для изучения природы микротрещин впервые предложен метод, основанный на ДОЭ визуализации локальной деформации объемов металла, позволяющий отличить деформацию сопровождающую разрушение, от деформации предшествующей разрушению ударным изгибом в интервале В-Х перехода. На основе различий степени пластической деформации в пластической зоне под вязкой и под хрупкой составляющими изломов методом ДОЭ установлено, что процесс разрушения образцов при испытаниях на ударный изгиб в интервале В-Х перехода сопровождается не только образованием ранее наблюдавшихся микротрещин скола, но и микротрещин вязкого отрыва, рис. 5. Микротрещины под хрупкой составляющей изломов проявляли транскристаллитный характер (из одинаковой ориентации частей зерен на картах в представлении обратной полюсной фигуры ОПФ), имели острую вершину и прямую траекторию распространения, образовывались как под поверхностью изломов, так и могли быть ответвлениями от магистральной макротрещины, рис. 5 (а). Пластическая зона под хрупкой составляющей изломов подвергалась малой степени предварительной пластической деформации. Формирование деформационной субструктуры проявлялось в повышенном рассеянии ориентации зерен (РОЗ) $6,0-6,9^\circ$, в то время как размер зерен по сравнению с исходным состоянием практически не менялся (7,6 мкм), рис.6.

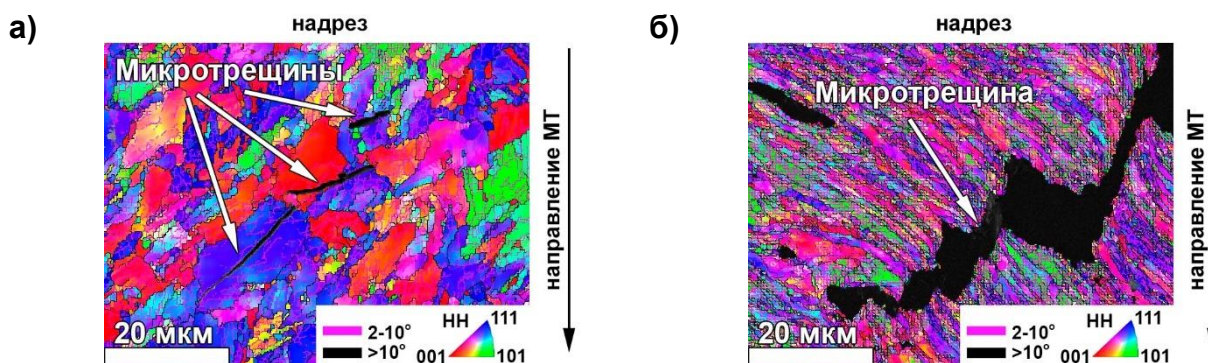


Рисунок 5 – Микротрещины. Образец с U-образным надрезом, разрушенный ударным изгибом при -60°C . Сталь 09Г2С плавка II ТУ2. Карта BS + ОПФ. ДОЭ: (а) под хрупкой составляющей излома; (б) под вязкой составляющей излома.

В свою очередь наблюдаемые под вязкой составляющей изломов микротрещины могли иметь как прямую, так и зигзагообразную траекторию распространения, острую или затупленную вершину, рис. 5 (б). Преимущественно такие микротрещины образовывались как ответвления от магистральной макротрещины. Пластическая зона под вязкой составляющей

изломов проявляла более высокую степень пластической деформации, о чем свидетельствовали полностью искаженная измельченная микроструктура (размер зерна 4,3 мкм) и образование более развитой субструктуры (РОЗ – 11,1°).

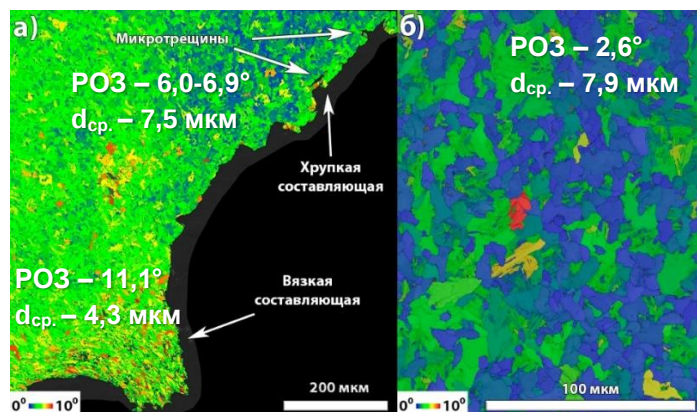


Рисунок 6 - Карта разброса ориентации зерен (РОЗ). Сталь 09Г2С плавка II ТУ2. ДОЭ: (а) Пластические зоны вблизи поверхности разрушения; (б) исходная микроструктура.

Из вышеописанного следует, что при разрушении ударным изгибом в интервале В-Х перехода под хрупкой и вязкой составляющими изломов формировалась неоднородная пластическая зона с областями микроструктуры различной вязкости.

В отличие от предыдущих исследований, в настоящей работе предлагается для оценки вклада микротрещин в работу разрушения проводить сравнение интегральной количественной характеристики – суммарной длины всех микротрещин сечения конкретного образца с учетом их природы, рис. 7.

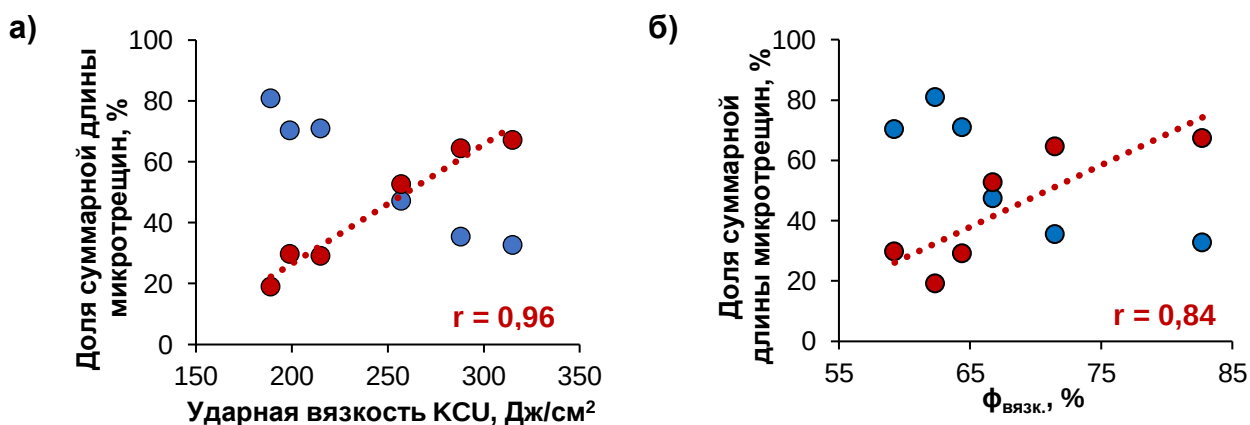


Рисунок 7 – Соотношения доли суммарной длины микротрещин для конкретных образцов, разрушенных ударным изгибом при -60°С. Сталь 09Г2С ТУ2.: (а) и величины ударной вязкости; (б) и доли вязкой составляющей изломов. красный – вязкие микротрещины; синий – хрупкие микротрещины.

Впервые экспериментально выявлена линейная корреляционная связь между суммарной длиной вязких/хрупких микротрещин и величиной ударной вязкости, рис. 7 (а).

Полученные результаты подтверждаются менее выраженной корреляцией суммарной длины хрупких/вязких микротрещин и долей вязкой составляющей в изломах (коэффициент корреляции $r = 0,96$ при $P = 0,99$ и $0,84$ при $P = 0,95$).

Возникновение микротрещин скола предопределяет механизм разрушения низколегированных феррит-содержащих сталей в интервале В-Х перехода. Разрушение ударным изгибом происходит в два этапа. На первом этапе в поле напряжений магистральной макротрещины происходит образование микротрещин скола, связанных между собой перемычками. На втором этапе магистральная макротрещина, распространяясь по наиболее выгодной с энергетической точки зрения траектории, отбирает из всей совокупности микротрещин только наиболее выгодные, включая их в свою траекторию. Оставшиеся перемычки разрушаются вязким отрывом. Таким образом суммарную длину микротрещин можно рассматривать как индикатор локальной неоднородности микроструктуры пластической зоны конкретных образцов. Изменчивость соотношений микротрещин различной природы при разрушении номинально идентичных образцов в интервале В-Х перехода вызвана локальной неоднородностью микроструктуры, что и приводит к возникновению рассеяния величин ударной вязкости.

В четвертой главе представлены результаты изучения особенностей $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения при непрерывном охлаждении в низколегированных сталях с ферритно-перлитной микроструктурой как источника повышенного рассеяния величин ударной вязкости в интервале В-Х перехода. Рассматривались выявленные методами ДОЭ, ПКД, 3-х мерной ФИП/ДОЭ реконструкции, визуализации МОК и ФИП особенности микроструктуры промышленной плавки I стали 09Г2С в горячекатаном (ГК) и нормализованном (Н) состояниях.

Согласно современным представлениям, пластинчатый перлит состоит из взаимно переплетающихся монокристаллов феррита и цементита. Образование пластинчатого перлита происходит посредством кооперационного роста цементита и перлитного феррита. Совместным применением ДОЭ и изображений с усиленным ориентационным контрастом (ФИП), рис. 8, установлено, что ориентационные градиенты в пластинчатом перлите являются проявлением двухуровневой фрагментации матрицы перлитного феррита. Первый уровень состоит из мелких фрагментов, проявляющихся в наличии ближнедействующих разориентаций $1,2-1,5^\circ$. Второй уровень состоит из крупных фрагментов, внутри которых дальнедействующие разориентации накопительного характера простираются на десятки и сотни фрагментов первого уровня. Разориентация между фрагментами 2-го уровня может превышать 2° , что позволяет рассматривать их в качестве субзерен.

Выявлена корреляционная связь между дефектами строения перлита (искривлениями, разрывами, нарушениями расстановки, изменениями морфологии пластин цементита) и возникновением фрагментации в перлитном феррите. Экспериментально показано, что источником фрагментации является нарушение кооперации, которое приводит к отклонениям совместного роста пластин цементита и матрицы перлитного феррита.

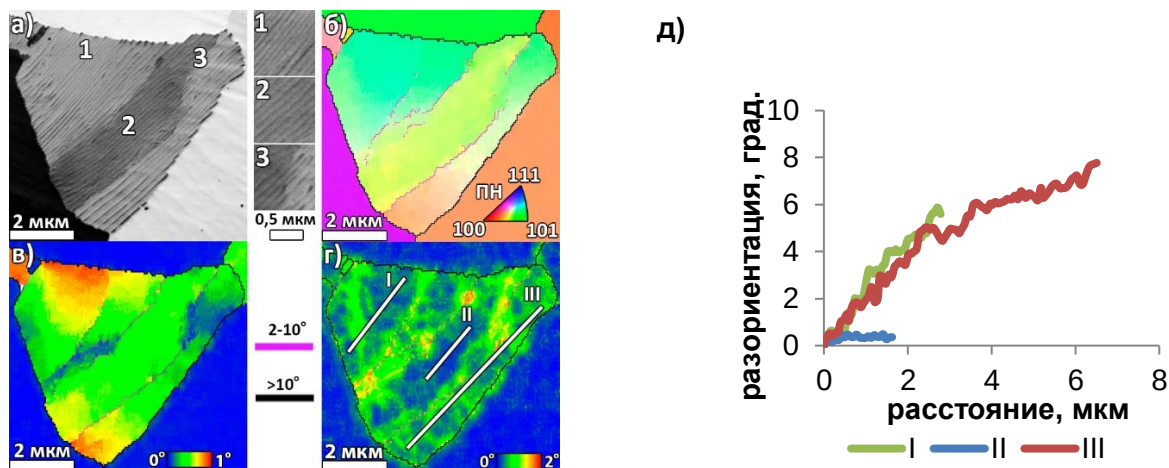


Рисунок 8 - Перлитный узел. 09Г2С плавка I ГК: (а) изображение ФИП; (б) карта ОПФ (в) карта GROD; (г) карта КСР; (д) профили разориентации.

В свою очередь методами ДОЭ и ПКД показано, что участки «совершенного» пластинчатого перлита с однородно расположенными прямыми параллельными пластинами цементита не проявляют наличия фрагментации. $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение низколегированных сталей при непрерывном охлаждении также может сопровождаться образованием вырожденного перлита, содержащего вместо пластин, выделения цементита различной морфологии.

Совместным применением МОК и ДОЭ установлено, что в случае вырожденного перлита с частицами непластинчатой морфологии фрагментация отсутствует, в то время как в вырожденном перлите с частицами пластинчатой морфологии наблюдается фрагментация, аналогичная случаю пластинчатого перлита, рис. 9.

Методами ДОЭ показано, что в микроструктуре низколегированной стали после горячей прокатки могут образовываться как индивидуальные зерна феррита, индивидуальные зерна перлита, так и сростки доэвтектоидного и перлитного феррита, а также другие продукты $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения (бейнит, остаточный аустенит и мартенсит-аустенитная составляющая).

Посредством применения методов ДОЭ, ПКД и 3-х мерной ФИП-ДОЭ реконструкции микроструктуры установлено, что в сростках между смежными областями доэвтектоидного феррита и перлитного феррита отсутствует какая-либо граница, а ориентация доэвтектоидного феррита наследуется ферритом пластинчатого перлита, рис. 10.

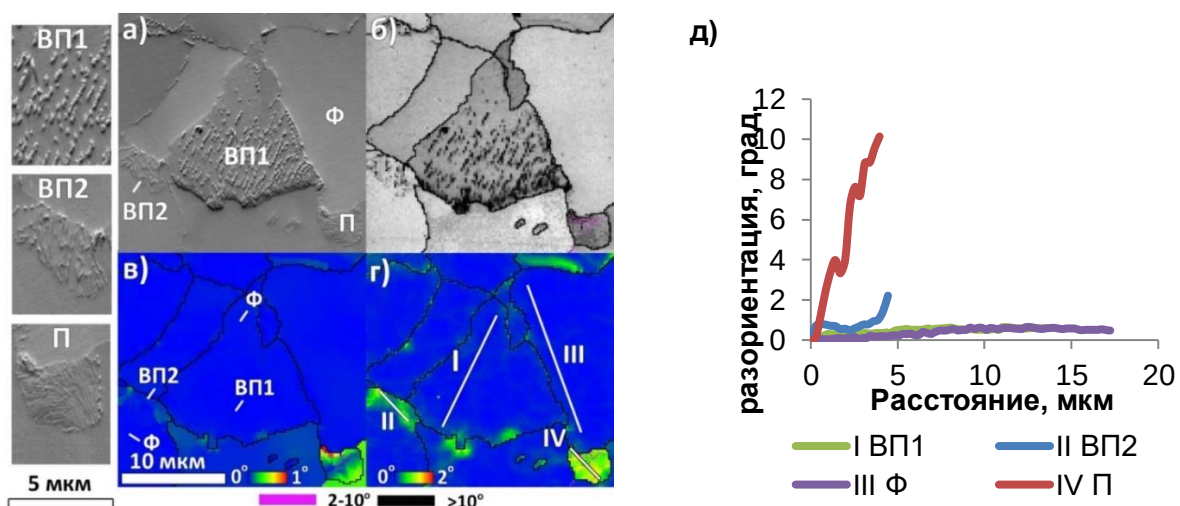


Рисунок 9 - Участок микроструктуры, содержащий два типа вырожденного перлита. Сталь 09Г2С плавка I Н: (а) изображение МОК; (б) карта BS; (в) карта GROD; (г) карта КСР.

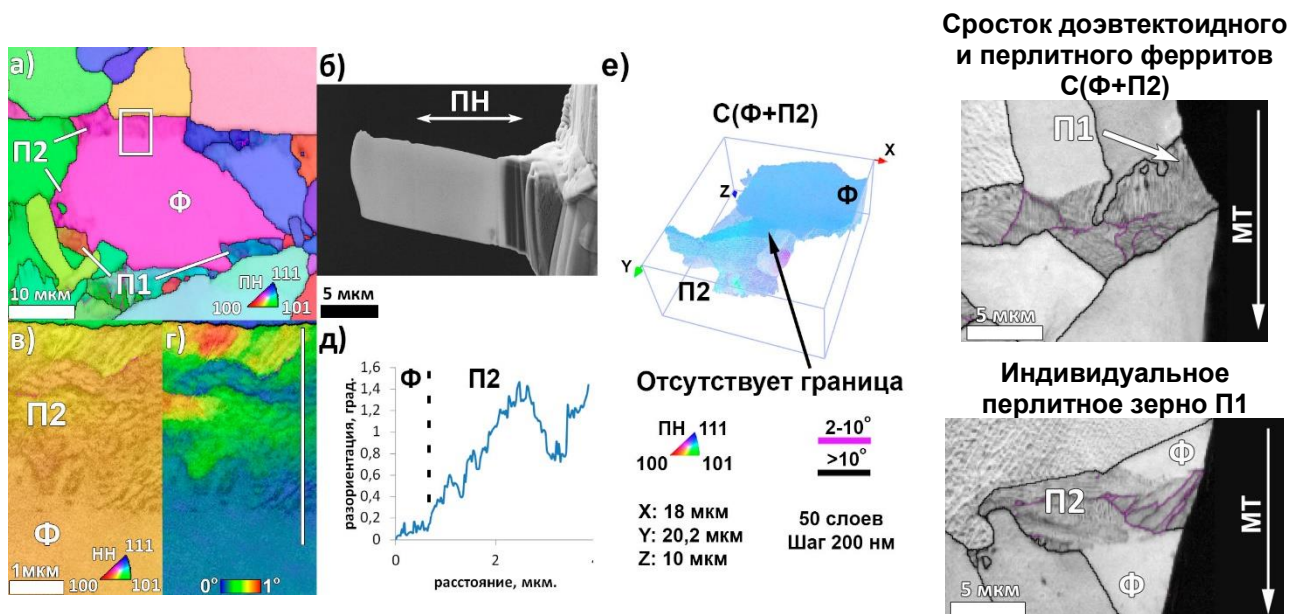


Рисунок 10 - Сроетки в Ф-П стали. Сталь 09Г2С плавка I ГК: (а) карта ОПФ + BS, ДООЭ; (б) ламель для ПКД, РЭМ; (в) карта ОПФ + BS, ПКД; (г) карта GROD + BS, ПКД; (д) профиль разориентаций, ПКД. (е) 3-х мерная ФИП/ДООЭ реконструкция, ДООЭ. карта ОПФ.

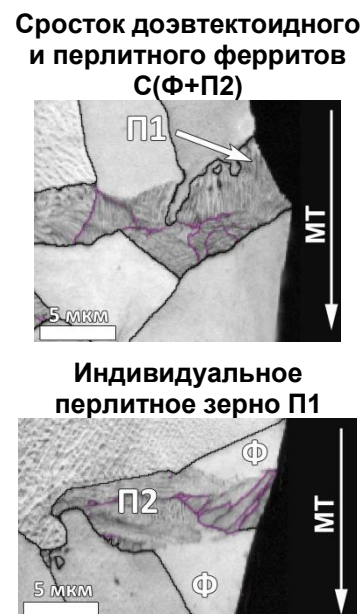


Рисунок 11 – Фасетки. КСУ⁻¹⁹⁶. Сталь 09Г2С плавка I ГК. карта BS. ДООЭ.

На основе существующих представлений о механизмах перлитного превращения в эвтектоидных и доэвтектоидных сталях, а также анализа вышеизложенных данных показано, что в низколегированных сталях $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение при непрерывном охлаждении может быть реализовано в локальных областях микроструктуры по двум вариантам: из двухфазной $\gamma + \alpha$ области и из однофазной γ -области.

Характерной чертой перлита, образовавшегося из однофазной γ -области, является тот факт, что такие зерна ограничены со всех сторон высокоугловыми границами. Образование такого перлита возможно в том случае, если перед началом $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения содержание С в области межфазной γ/γ границы достигнет достаточной концентрации.

Реализация $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения из двухфазной $\gamma + \alpha$ области приводит к образованию истинных сростков доэвтектоидного феррита и перлитного феррита, характеризующихся отсутствием какой-либо границы между смежными областями доэвтектоидного и перлитного феррита. Если перед началом $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения содержание С в области межфазной γ/γ границы не достигнет достаточной для образования перлита концентрации, то в таком случае сначала происходит выделение доэвтектоидного феррита. Рост доэвтектоидного феррита посредством миграции α/γ границы сопровождается оттеснением С в смежные непревращенные γ объемы. При достижении достаточной для осуществления перлитного превращения концентрации С происходит эпитаксиальное зарождение феррита и последующий кооперационный рост феррита и цементита на мигрирующей α/γ границе.

На примере изучения методом ДОЭ сечений, разрушенных ударным изгибом при -196°C образцов, рис. 11, показана различная чувствительность индивидуальных зерен перлита и сростков доэвтектоидного и перлитного ферритов по отношению к распространению хрупкой макротрещины. В случае сростков из-за отсутствия высокоугловых границ между смежными областями феррита и перлита хрупкая макротрещина не изменяет своего направления, происходит образование общей фасетки. В случае индивидуального зерна перлита хрупкая макротрещина изменяет направление при пересечении высокоугловых границ. Вышеописанные особенности $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения могут являться источниками повышенного рассеяния величин ударной вязкости низколегированных ферритно-перлитных сталей при разрушении в интервале В-Х перехода.

В пятой главе предложен новый подход к определению количественных характеристик микроструктуры низкоуглеродистых низколегированных сталей с ферритно-перлитной и ферритно-бейнитной микроструктурой, базирующийся на оценке совершенства ее составляющих методами ДОЭ. Проведено экспериментальное изучение соотношений микроструктура – вязкость с учетом обеспечения заданного уровня прочности. Подход рассмотрен на примере изучения плавки I стали 09Г2С в состоянии после горячей прокатки (ГК) и термического улучшения (ТУ1), а также плавки II стали 09Г2С в состоянии после термического улучшения (ТУ2).

$\gamma \rightarrow \alpha$ превращение в низкоуглеродистых низколегированных сталях сопровождается образованием ферритных составляющих микроструктуры, проявляющих, в зависимости от механизма образования, различную степень совершенства. Посредством визуализации

микроструктуры методами ДОЭ установлено, что сталь 09Г2С плавки I ГК содержит индивидуальные зерна доэвтектоидного феррита (Ф), индивидуальные зерна перлита (П) и сростки доэвтектоидного и перлитного ферритов (С(Ф+П)). В свою очередь сталь 09Г2С плавок I и II после термического улучшения содержит зерна доэвтектоидного феррита (Ф), квази-полигонального феррита (КФ), бейнита (Б), а также мелкодисперсную карбидную составляющую.

Наиболее перспективным не только с точки зрения визуализации, но и количественной характеристики микроструктуры по ее совершенству является подход кернеловских средних разориентаций (КСР). При таком подходе локальные разориентации в каждой точке ориентационной карты усредняются по локальным разориентациям смежных точек (по кернелам). Основным преимуществом подхода КСР является независимость оцениваемой величины от ориентации зерен в микроструктуре. Визуализация локальных разориентаций от 0 до 2° позволяет выявить более совершенные области микроструктуры (зеленые-желтые), рис. 12 (а).

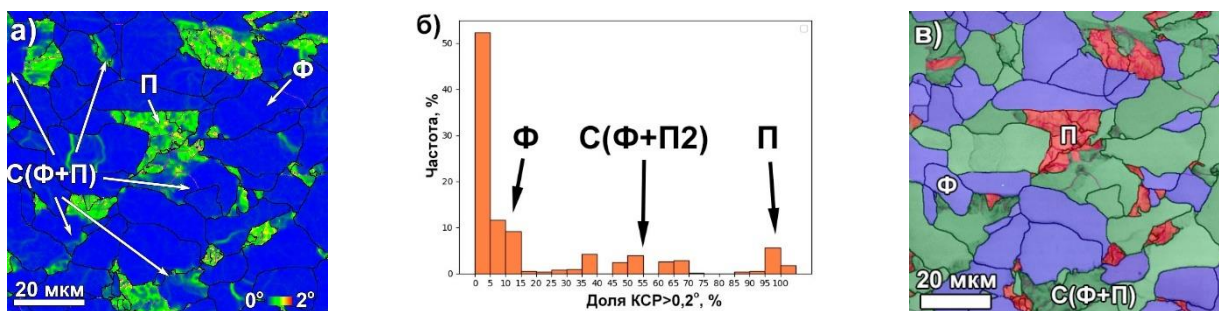


Рисунок 12 - Модифицированный подход КСР. ДОЭ: (а) Карта КСР; (б) Распределение зерен с долей КСР $>0,2^\circ$; (в) Результат разделения составляющих.

Однако применение такого подхода для количественной характеристики ферритно-перлитной и ферритно-бейнитной микроструктуры после непрерывного охлаждения, содержащей сложно-идентифицируемые составляющие (сростки доэвтектоидного и перлитного феррита для ГК, квази-полигональный феррит для ТУ1 и ТУ2) вынуждает искать пути его модификации. Предложено использовать долю точек больше порогового значения КСР для идентификации наименее совершенной составляющей микроструктуры, рис. 12 (б). Для Ф-П состояния применение критерия доли точек с КСР $>0,2^\circ$ позволило разделить Ф (0-6%), П (70-100%) и сростки С (Ф+П) (6-70%), рис. 12 (в). В случае ферритно-бейнитной микроструктуры после термического улучшения применение критерия доли точек с КСР $>0,3^\circ$ позволило отделить ферритные составляющие от бейнита Б (60-100%). Разделение феррита на доэвтектоидный (не содержит) и квази-полигональный (содержит) предлагается проводить на основе содержания в зернах разориентаций $>1^\circ$. Предложенный подход позволяет провести

количественную оценку характеристик составляющих микроструктуры стали 09Г2С в Ф-П и Ф-Б состояниях, Таблица 1 и Таблица 2. Установлено, что наиболее крупные зерна в ферритно-перлитной микроструктуре относятся к сросткам доэвтектоидного феррита и перлитного феррита (21,4 мкм), а их содержание незначительно отличается от содержания индивидуальных зерен доэвтектоидного феррита, Таблица 2.

Показано, что при термическом улучшении плавок I и II по номинально одинаковому режиму содержание в микроструктуре Ф (160-175 HV) остается практически неизменным, в то время как соотношения КФ и Б (192-194 HV, 212-232 HV) варьируются, Таблица 3.

Таблица 2. Размер зерна/объемная доля составляющей. Сталь 09Г2С плавка I ГК. ДОО

	Ф	С (Ф+П)	П
ГК	16,5 мкм / 48,4 %	21,4 мкм/ 44,9 %	6,8 мкм / 6,7 %

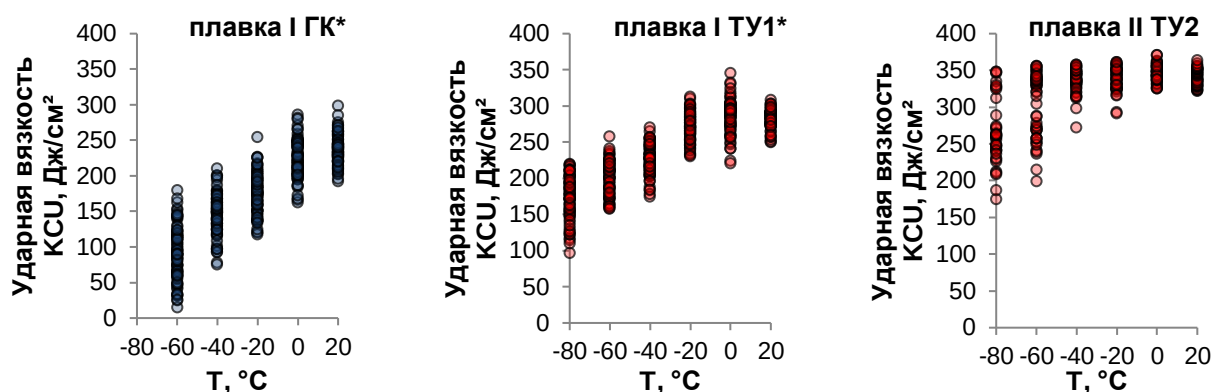
Таблица 3. Размер зерна/объемная доля составляющей. Сталь 09Г2С после ТУ. ДОО

	Ф	КФ	Б
ТУ1	7,1 мкм / 24,5 %	10,0 мкм/ 31,8 %	6,7 мкм / 43,7 %
ТУ2	6,0 мкм / 25,7 %	11,0 мкм / 46,0%	7,2 мкм / 28,3 %

Изучение микроструктуры бывшего аустенита плавок I ТУ1 и II ТУ2 показало, что размер (3,9 и 3,4 мкм) и распределение зерен в микроструктуре практически одинаковы. Из этого следует, что наблюдаемые различия в содержании составляющих действительной микроструктуры возникают на стадии охлаждения. При этом изучение карбидной составляющей (цементита) выявило одинаковый размер выделений (0,16 и 0,17 мкм), что свидетельствует об одинаковых условиях повторного нагрева при отпуске. Частицы цементита в микроструктуре обеих плавок стали располагаются по границам зерен Ф и КФ, а также по границам и между рейками зерен Б. Различное содержание цементитных выделений в микроструктуре двух плавок соответствовало различному содержанию Б.

Сопоставление результатов количественной оценки микроструктуры с результатами механических испытаний и ударной вязкости, Таблица 1, Таблица 2 и рис. 13, показало что наименьшим уровнем вязкости и прочности обладает сталь 09Г2С плавки I ГК, содержащая наиболее крупные зерна С(Ф+П). Обеспечение более высокого уровня вязкости при заданном уровне прочности реализуется не только за счет измельчения размеров зерен и выделения карбидов, но и за счет варьирования соотношений более вязкого (пластичного) КФ и более хрупкого (прочного) Б. Учет фрагментации и наличия сростков при оценке вклада конкретных составляющих микроструктуры в общую вязкость низколегированных ферритно-перлитных и

ферритно-бейнитных сталей позволяет более точно оценивать и прогнозировать соотношения микроструктура – ударная вязкость в интервале В-Х перехода.



Плавка стали 09Г2С	Структурное состояние	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Временное сопротивление σ_b , МПа	Отн. удлинение δ , %	Отн. сужение ψ , %
I*	ТУ1	524	635	26	72
	ГК	361	556	28	68
II	ТУ2	477	574	22	79

*Результаты испытаний опубликованы ранее в работах [1, 2].

Рисунок 13 – Результаты механических испытаний на ударный изгиб и статическое растяжение.

В шестой главе рассмотрено применение нового подхода к изучению вязкости низколегированных сталей в интервале В-Х перехода на примере высоковязкой ферритно-бейнитной низкоуглеродистой микролегированной стали уровня прочности 625-825 МПа (Х80) промышленной плавки III ТМКП, Таблица 1.

Экспериментальное построение температурной зависимости ударной вязкости по результатам множественных испытаний на ударный изгиб показало, что в интервале -100°C – 0°C наблюдается повышенное рассеяние величин ударной вязкости, рис. 14 (а). Как и в случае низколегированной стали (Глава 3) наблюдалось монотонное снижение максимальных величин и скачкообразный характер изменения минимальных величин ударной вязкости. Проведение фрактографического анализа позволило установить, что разрушения в этом температурном интервале сопровождались образованием расщеплений (протяженного дефекта вдоль направления прокатки) по механизму квази-хрупкого скола, рис. 14 (б). Выявлена зависимость минимальных величин ударной вязкости от объемной доли проекций расщеплений на макрофотографиях образцов, рис. 14 (в). Из вышеописанного следует, что для высоковязких сталей признаком нахождения в интервале В-Х перехода является наличие расщеплений. Анализ микротрещин, сопровождающих разрушение низкоуглеродистых микролегированных сталей в интервале В-Х перехода методом ДОО выявил, что в пластической зоне вблизи расщеплений наблюдаются микротрещины хрупкого скола, а в

пластической зоне под вязкой составляющей изломов наблюдаются микротрещины вязкого отрыва, рис. 15.

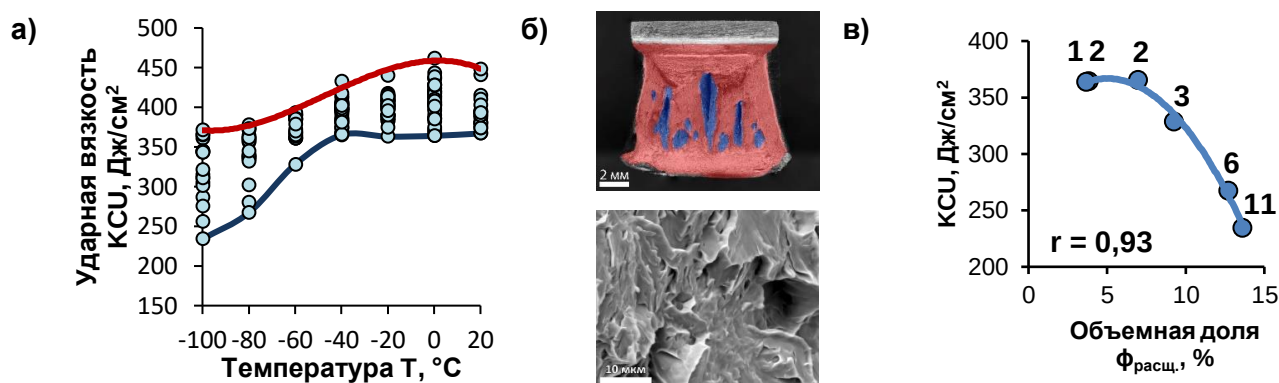


Рисунок 14 – Изучение рассеяния ударной вязкости в В-Х интервале. Сталь плавки III ТМКП: (а) Температурная зависимость КСУ; (б) Фрактографический анализ расщеплений КСУ⁻¹⁰⁰; (в) зависимость КСУ_{мин} от объемной доли $\Phi_{\text{расщ.}}$ и количества расщеплений.

Образование микротрещин различной природы свидетельствует о локальной неоднородности микроструктуры высоковязких низкоуглеродистых микролегированных сталей, как источника наблюдаемого рассеяния величин ударной вязкости в интервале В-Х перехода.

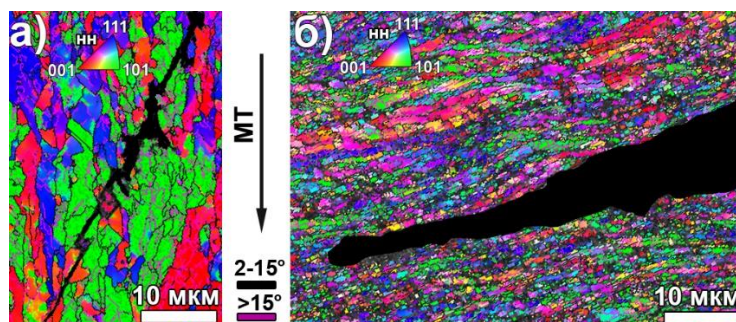


Рисунок 15 - Микротрещины в пластической зоне. Ударный изгиб -60°C. Сталь плавки III ТМКП. ДОЭ: (а) хрупкие в области расщепления; (б) вязкая под вязкой составляющей излома.

Изучение микроструктуры бывшего аустенита, рис. 16 (а), показало, что в стали плавки III ТМКП наблюдалась выраженная анизотропия в направлении прокатки. Наблюдались как тонкие 2-4 мкм, так и толстые 14-30 мкм протяженные блинообразные зерна (длиной вплоть до 700 мкм) с практически прямыми гладкими границами. Применение методов ДОЭ позволило установить, что в результате $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в микроструктуре формировались как различные ферритные составляющие микроструктуры, зерна доэвтектоидного феррита Ф, гранулярного бейнита ГБ, реечного бейнита Б, так и области остаточного аустенита А и мартенсит-аустенитной составляющей М-А, рис. 16 (б).

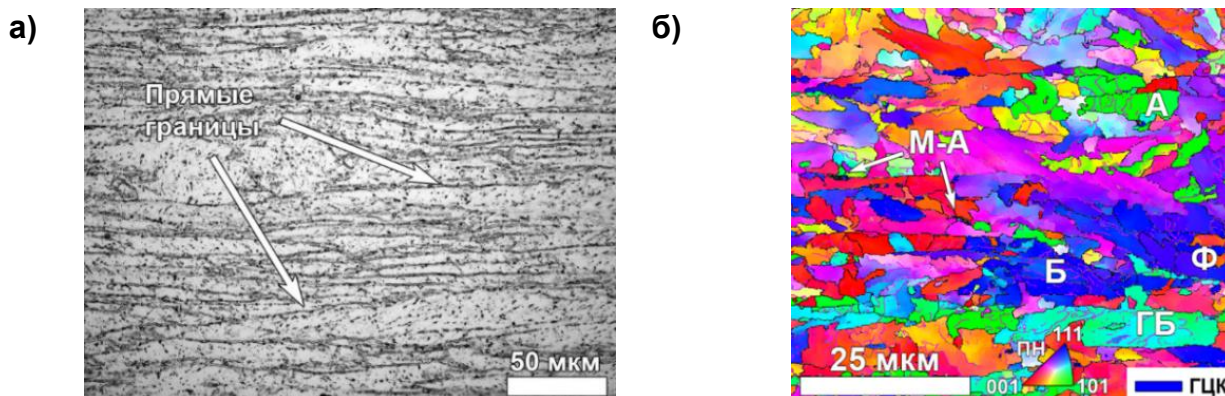


Рисунок 16 – Микроструктура. Сталь плавки III ТМКП. (а) бывшего аустенита, травление водным р-ром пикриновой кислоты + HCl, OM; (б) действительная, ОПФ, ДООЭ.

Оценка распределений размеров зерен ферритных составляющих микроструктуры выявила наличие значительной правосторонней асимметрии, рис. 17 (а). Средний размер зерен составил 10 мкм. Наличие мод как мелких зерен 4-6 мкм, так и мод аномально крупных зерен размерами 18-44 мкм свидетельствует о значительной разнотерности микроструктуры. Распределения размеров зерен остаточного аустенита было мономодальным, средний размер зерен составил 0,6 мкм, а объемная доля незначительна - 0,01%, рис. 17 (б). На основе повышенной дефектности на картах качества ДООЭ картин предложена методика идентификации и количественного определения характеристик М-А составляющей. Распределение размеров зерен М-А составляющей также являлось мономодальным, средний размер составил 1 мкм, а объемная доля – 0,2%.

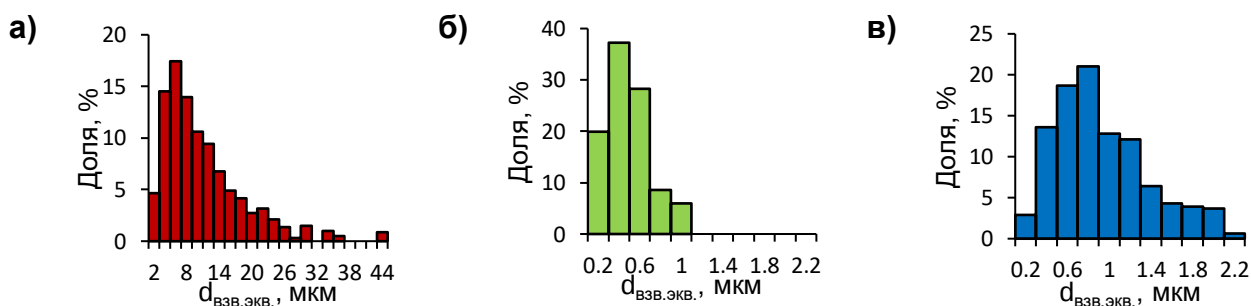


Рисунок 17 – Распределения размеров зерен. Сталь плавки III ТМКП. ДООЭ.: (а) ферритные составляющие; (б) А; (в) М-А.

Формирование аномально крупных блинообразных зерен бывшего аустенита, неоднородной разнотерной ферритно-бейнитной микроструктуры, а также наиболее хрупкой М-А составляющей способствуют образованию локальных областей микроструктуры с различной вязкостью, являющихся источниками повышенного рассеяния величин ударной вязкости высоковязких низкоуглеродистых микролегированных сталей в интервале В-Х перехода.

ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ

1. Разработан новый экспериментальный подход к изучению вязкости низколегированных сталей, основанный на изучении рассеяния величин ударной вязкости посредством множественных испытаний на ударный изгиб в интервале вязко-хрупкого перехода и возможностях методов дифракции отраженных электронов отличить предшествующую и сопутствующую процессу разрушения деформацию в локальных областях пластических зон.
2. Экспериментально показано, что источником рассеяния величин ударной вязкости образцов низколегированной стали 09Г2С после закалки и отпуска при разрушении в интервале вязко-хрупкого перехода является образование локальных областей микроструктуры пластической зоны с повышенной и пониженной вязкостью. Индикаторами локальной неоднородности пластической зоны является образование хрупких и вязких микротрещин, свидетельствующих о различной степени предшествовавшей разрушению пластической деформации.
3. Посредством анализа природы микротрещин, сопровождающих разрушение ударным изгибом образцов низколегированной стали 09Г2С после закалки и отпуска в интервале вязко-хрупкого перехода выявлена линейная корреляция суммарной длины вязких/хрупких микротрещин и величины ударной вязкости конкретных образцов.
4. Методами дифракции отраженных электронов изучены особенности $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в современной ферритно-перлитной низкоуглеродистой низколегированной стали 09Г2С после горячей прокатки/нормализации. Показано, что образование двухуровневой фрагментации перлитного феррита происходит на стадии роста пластин цементита при нарушении условий кооперации. В зависимости от локальной концентрации С к моменту начала $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения возможна реализация двух вариантов превращения. Превращение из двухфазной области сопровождается образованием сростков доэвтектоидного и перлитного феррита, в то время как из однофазной области превращение происходит с образованием индивидуальных зерен перлита.
5. Предложен новый подход к определению количественных характеристик микроструктуры низкоуглеродистых низколегированных сталей с ферритно-перлитной микроструктурой после горячей прокатки/нормализации и ферритно-бейнитной микроструктурой после закалки и отпуска, базирующийся на оценке совершенства ее составляющих методами дифракции отраженных электронов.
6. Показана применимость предложенного подхода к изучению вязкости высоковязких низкоуглеродистых микролегированных сталей уровня прочности 625-825 МПа в интервале вязко-хрупкого перехода. Установлено, что повышенное рассеяние значений ударной вязкости обусловлено локальной неоднородностью микроструктуры, индикаторами которой

являются образование микротрещин вязкого отрыва под вязкой составляющей изломов и микротрещин транскристаллитного скола в области расщеплений.

ОСНОВНЫЕ ПУБЛИКАЦИИ

Публикации из перечня журналов ВАК и/или в журналах, индексируемых в системах Scopus и WOS

1. Kantor M.M., Vorkachev K.G. Microstructure and Substructure of Pearlite in Hypoeutectoid Ferritic-Pearlitic Steels // Metal Science and Heat Treatment. – 2017. - №5 – P. 265–271.
2. Kantor M.M., Vorkachev K.G. EBSD Investigation of Continuously Cooled Microstructures in Low Carbon Low Alloy Ferrite-Pearlite Steel // Science of Advanced Materials. – 2017. - Vol. 9 - P. 1968–1972.
3. Kantor M.M., Vorkachev K.G., Solntsev K.A. Nature of Microcracks in Ferritic Steels Occurred during Fracture under Conditions of Ductile-Brittle Transition Temperature Region // Inorganic Materials. – 2018. – Vol. 54 – P. 1071–1077.
4. Kantor M.M., Vorkachev K.G. Investigation of orientation inhomogeneities in polycrystalline materials by means of FEG-SEM, FIB, EBSD and 3-D reconstruction // AIP Conference Proceedings 1748. – 2016. - 020012.
5. Vorkachev K.G., Kantor M.M. EBSD-based technique for quantification of M/A and retained austenite in microstructure of HSLA steels // AIP Conference Proceedings 2064. - 2019. - 020006.

Дополнительные публикации

6. Кантор М.М., Боженков В.А., Воркачев К.Г., Солнцев К.А. Природа рассеяния ударной вязкости низколегированных сталей в критическом интервале температур хладноломкости // Труды VIII Евразийского симпозиума по проблемам прочности материалов и машин для регионов холодного климата: Том 1. – Якутск: Цумори Пресс, 2018. – С. 4-13.
7. Кантор М.М., Воркачев К.Г., Солнцев К.А. Природа рассеяния величины ударной вязкости низкоуглеродистых низколегированных сталей при разрушении в условиях вязко-хрупкого перехода // Неорганические материалы. – 2020. – том 56, №11, С. 1-6.
8. Кантор М.М., Воркачев К.Г., Челпанов В.И., Солнцев К.А. Сроки дозвлектоидного и перлитного феррита в низкоуглеродистой низколегированной стали // Неорганические материалы. – 2020. – №12.

Список литературы

1. Ревель-Муроз П.А., Ильин Е.Г. и др. Материаловедческие условия надежности резервуаров для хранения нефти нефтетранспортной системы Заполярье – Пур-Пе. // Наука и техника ТНН. – 2012. - №2 - С.14-21.
2. Кантор М.М., Боженков В.А. Рассеяние значений ударной вязкости низколегированной стали в критическом интервале хладноломкости // Материаловедение. – 2013. - №11 - С. 3-14.