

На правах рукописи

ПОЛУХИНА Ольга Николаевна

**ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ДЕФОРМАЦИОННОГО
СТАРЕНИЯ И ЕГО ВЛИЯНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛЕЙ
ТИПА 08Г2Б С УЛЬТРАДИСПЕРСНОЙ СТРУКТУРОЙ**

05.16.09 – Материаловедение (в машиностроении)

Автореферат диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Екатеринбург – 2019

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

Научный руководитель: доктор технических наук, профессор
Фарбер Владимир Михайлович

Официальные оппоненты: **Яковлева Ирина Леонидовна**, доктор технических наук, старший научный сотрудник, ФГБУН Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук, г. Екатеринбург, главный научный сотрудник лаборатории физического металловедения;

Потехин Борис Алексеевич, доктор технических наук, профессор, ФГБОУ ВО «Уральский государственный лесотехнический университет», профессор кафедры технологии металлов.

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

Защита состоится «29» мая 2019 г. в 14:00 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, 19 в ауд. И-420 (зал Ученого совета).

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=313390>.

Автореферат разослан «__» _____ 2019 г.

Ученый секретарь
диссертационного совета



Селиванова Ольга Владимировна

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы исследования

В последние годы при строительстве топливопроводов, зданий, судов и т.д. во все возрастающих объемах используется толстолистовой прокат из высокопрочных сверхнизкоуглеродистых сталей типа 08Г2Б (группа прочности К65(Х80) и выше). Ключевым вопросом их использования является стабильность функциональных свойств. Однако современные высокопрочные строительные стали в силу технологии производства толстого листа, сверхмелкого зерна с повышенной плотностью дислокаций предрасположены к деформационному старению (ДС), способному привести к деградации функциональных свойств и повреждению защитного покрытия. Это вызвало пристальное внимание к эффекту деформационного старения в высокопрочных сталях, возможности минимизировать и даже подавить его, а главное, к влиянию ДС на комплекс свойств в процессе производства и эксплуатации конструкций.

Несмотря на интенсивные исследования на протяжении многих десятилетий в этом направлении, весьма удачные модели, дающие трактовку с общих позиций, эффект деформационного старения требует детального экспериментального изучения для сплавов с различной основой, в том числе строительных сталей нового поколения. Это позволит сформулировать рекомендации по возможности управления данным эффектом после различных температурно-деформационных воздействий и в итоге дать научно обоснованный прогноз длительной безаварийной эксплуатации строительных конструкций.

Отсюда **актуальность** темы диссертации и обоснованность поставленных в ней цели и задач.

Степень разработанности темы исследования

Подавляющее большинство структурных исследований, в том числе на сталях группы прочности К65(Х80), ограничивалось изучением деформационного старения (полос Чернова-Людерса) в пределах площадки текучести, хотя для понимания влияния ДС на уровень свойств необходимо рассмотрение пластического течения и разрушения на всех стадиях деформации растягиваемого образца.

На сегодняшний день имеется крайне малое количество исследований особенностей деформации Людерса в сталях с различным структурно-фазовым

состоянием, например, с различной плотностью дислокаций и закрепляющих их карбидных частиц.

Отсутствуют сравнительные данные по проявлению эффекта деформационного старения в плоских образцах, на которых выполнено большинство структурных исследований, и в цилиндрических образцах, широко используемых для оценки механических свойств.

На сталях группы прочности K65(X80) не имеется в полном объеме исследований влияния режимов термообработки, включающих нагрев и охлаждение с различными скоростями в диапазоне температур до A_{c1} , а также в межкритический интервал.

Целью работы явилось изучение деформационного старения в сталях типа 08Г2Б, его влияния на все стадии растяжения образцов в различном структурно-фазовом состоянии и комплекс механических свойств.

В работе были поставлены и решены следующие **задачи**:

1. С помощью метода корреляции цифровых изображений исследовать формирование и распространение полос Чернова-Людерса (ПЧЛ) в образцах, испытавших нагрев и охлаждение с различными скоростями в интервале температур от 100 до 1000°C.

2. Выявить основные факторы эффекта деформационного старения, влияющие на величину и распределение деформации в растягиваемых образцах, а также на уровень механических свойств.

3. Разработать необходимый для оценки состояния металла после изготовления и/или эксплуатации элементов строительных конструкций параметр D , характеризующий по изменению механических свойств как плоских, так и цилиндрических образцов для растяжения величину деформационного старения.

4. Установить режимы термообработки, приводящие к минимизации или устранению эффекта деформационного старения (ЭДС), а также температурные интервалы нагрева/охлаждения, при попадании в которые стали типа 08Г2Б испытывают снижение вязкости.

Научная новизна и теоретическая ценность работы:

– впервые с привлечением метода корреляции изображений прослежено возникновение и функционирование каналов течения на всех стадиях растяжения плоских образцов;

- показано, каким образом различные механизмы деформации Людерса определяют месторасположение в образце шейки и магистральной трещины, а также задают комплекс механических свойств;
- выделен период II на сосредоточенной стадии деформации плоских образцов, начало и протяженность которого может использоваться в качестве критерия трещиностойкости сталей группы прочности K65(X80);
- выявлены основные факторы эффекта деформационного старения, влияющие на комплекс механических свойств сталей типа 08Г2Б.

Практическая значимость работы:

- предложен способ определения вязкости металлических материалов при испытаниях на ударный изгиб с записью диаграмм нагружения (патент РФ №2646548);
- разработан параметр D, позволяющий по изменению механических свойств при деформационном старении проводить прогноз состояния металла, допустимого для безопасной эксплуатации конструкций;
- установлены температурные интервалы нагрева/охлаждения, при попадании в которые стали группы прочности K65(X80) склонны к недопустимому снижению вязкости и прочности;
- сформулированы рекомендации по режимам термообработки, обеспечивающим минимизацию ЭДС или его устранение;
- результаты работы использованы при разработке 2-х учебных пособий: «Деформационное старение в сталях», «Современные методы исследования полиморфных превращений в сталях» для студентов высших учебных заведений, обучающихся по направлениям «Металлургия» и «Металловедение и технологии материалов»;
- результаты исследования используются в курсе лекции по дисциплине «Прочность сплавов» на кафедре «Термообработка и физика металлов» Института новых материалов и технологий УрФУ.

Методология и методы диссертационного исследования

Методологической основой исследования послужили труды ведущих отечественных и зарубежных ученых в области изучения деформационного старения сталей, зарубежные и государственные стандарты РФ, а также теоретические положения по влиянию структуры на механические свойства сталей. Для достижения поставленной цели и задач в диссертационной работе были

использованы методы: инструментальные испытания на растяжение и ударную вязкость, металлография, растровая и просвечивающая электронная микроскопия, корреляции цифровых изображений, терморентгеноструктурный и дилатометрический анализы.

Положения, выносимые на защиту:

- механизмы образования и движения полос Чернова-Людерса, а также формирования очагов деформации в плоских образцах, испытавших термическую обработку по различным режимам;
- выделение периода II на сосредоточенной стадии растяжения плоских образцов, расположение и протяженность которого предложено рассматривать как критерий трещиностойкости сталей группы прочности K65(X80);
- разработка параметра D, характеризующего по изменению прочностных и вязкопластических свойств величину эффекта деформационного старения;
- установление температурных областей, приводящих при нагреве/охлаждении к снижению ниже допустимого уровня вязкопластических свойств сталей типа 08Г2Б;
- рекомендации по режимам термической обработки, обеспечивающим формирование высокого комплекса механических свойств при минимизации или устранении эффекта деформационного старения.

Степень достоверности результатов диссертации определяется использованием при проведении экспериментов современных методов исследований, новейших измерительных приборов и аппаратуры, 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, обработке и анализе их результатов, в формулировании выводов, написании статей и тезисов.

Апробация работы

Основные положения и результаты диссертационной работы доложены и обсуждены на XII-XVIII международных научно-технических уральских школах-семинарах металловедов – молодых ученых (Екатеринбург, 2011-2017); XXI, XXIV Уральских школах металловедов-термистов «Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов» (Магнитогорск, 2012, 2018); научно-практической

конференции «Актуальные вопросы конструкционной прочности и износостойкости деталей машин» (Нижний Тагил, 2014); III Международной Уральской научно-практической конференции «Обеспечение надежности теплоэнергетического оборудования, техническое диагностирование и экспертиза промышленной безопасности» (Челябинск, 2016); VIII Евразийской научно-практической конференции «Прочность неоднородных структур» (Москва, 2016).

Публикации

По теме диссертации опубликованы 23 научные работы, отражающие основное содержание диссертации, в том числе 7 статей в рецензируемых научных изданиях, рекомендованных ВАК и 1 патент РФ на изобретение.

Структура и объем работы

Диссертация состоит из введения, 5 глав, заключения и списка литературы. Работа изложена на 177 страницах, содержит 75 рисунков, 16 таблиц и библиографический список из 92 источников.

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 и химического состава сталей группы прочности K65(X80). Рассмотрены основы метода корреляции цифровых изображений и его использования для исследования эффекта деформационного старения в сталях. Сформулированы цель и задачи исследования.

Во **второй главе** описаны материалы и методы исследования. Материалом исследования являлись стали типа 08Г2Б промышленной выплавки с феррито-бейнитно/мартенситной структурой, сформированной в результате безрекристаллизационной контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением. Плавочный состав сталей приведен в таблице 1.

Образцы исследовались в следующих состояниях: после контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением, термической обработки по режимам: нагрев на T_n от 150 до 1000°C ($\tau_{\text{выд}} = 30$ мин) с охлажд. воздух/масло/вода; нагрев на $T_n = 680$ °C без выдержки, охлажд. воздух; нагрев на $T_n = 1000$ °C ($\tau_{\text{выд}} = 30$ мин),

охлажд. воздух/вода + деформация 3% + нагрев на 250 или 550 °С ($\tau_{\text{выд}} = 30$ мин),
охлажд. воздух; нагрев на $T_{\text{н}} = 1000$ °С ($\tau_{\text{выд}} = 30$ мин) + переохлажд. на $T_{\text{п}} = 680$ °С
($\tau_{\text{выд}} = 2, 5, 10$ мин), охлажд. воздух.

Таблица 1 – Химический состав исследованных сталей, масс. %

Сталь	C	Mn	Si	S	P	V	Nb	Ti	Cu	Ni	Cr	Al	B	Mo
08Г2Б	0,08	1,85	0,39	0,001	0,013	0,02	0,05	0,020	0,17	0,22	0,19	0,034	0,0003	0,133
05Г2Б	0,05	1,87	0,10	0,004	0,007	-	0,024	0,019	0,49	0,63	0,26	0,041	0,0001	0,010

Образцы вырезались из середины листа (стенки трубы) толщиной 27,7 мм.

Анализ микроструктуры проводился на оптическом микроскопе «OLIMPUSJX 51», растровом и просвечивающем электронных микроскопах JEOL JSM-6490LV и ЭВМ 100Л.

Дилатометрические исследования проводили на закалочном дилатометре Linseis L78 «R.I.T.A.», оснащенный индукционным датчиком продольного перемещения Schaevitz HR 100 (МС). Нагрев образцов с различной исходной структурой проводили со скоростью 0,3 и 90 °С/с до температуры 1000 °С/с.

Терморентгенографические исследования выполнены в вакууме ($10^{-2} \dots 10^{-3}$ Па) с использованием высокотемпературной камеры Anton Paar НТК1200N в диапазоне температур 30...900 °С с шагом 100 °С до температуры 580 °С, далее с шагом 20 °С в интервале 580...900 °С.

Испытания на растяжение. Растяжение пятикратных цилиндрических образцов, вырезанных перпендикулярно направлению прокатки листа (рисунок 1), проводилось на испытательной машине Instron 3382 при комнатной температуре с постоянной скоростью деформации $\dot{\epsilon} = 0,7 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$.

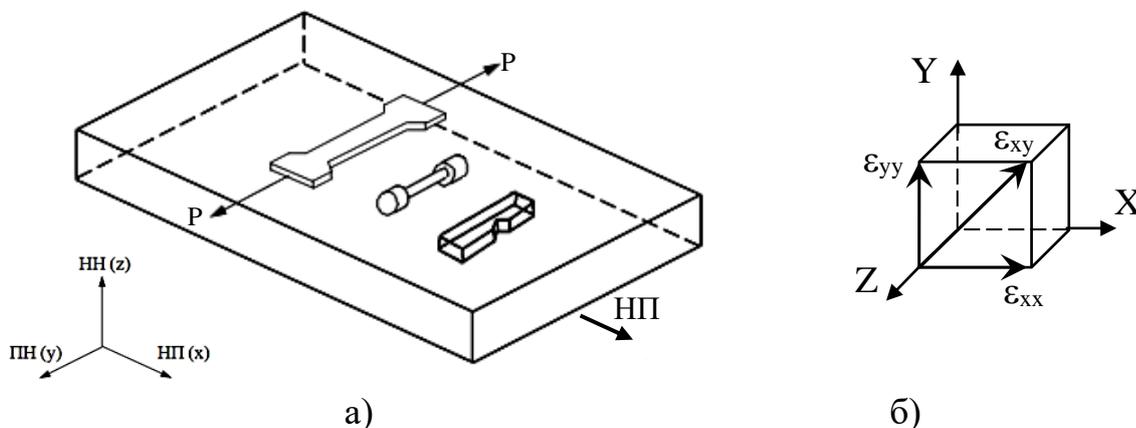


Рисунок 1 – Схема вырезки образцов (а) и ориентация компонент тензора деформации (б); НП – направление прокатки (x); ПН – перпендикуляр к направлению прокатки (y); НН – нормаль к плоскости прокатки (z)

Растяжение плоских образцов толщиной 3 мм, шириной 20 мм и длиной рабочей части 60 мм проводилось с постоянной скоростью деформации $\dot{\epsilon} = 2,7 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ на испытательной машине Instron 8801, снабженной оптическим комплексом Strain Master для анализа полей перемещений и деформаций методом корреляции цифровых изображений. Предварительно на поверхность образца наносилось контрастное дисперсное напыление алкидной эмали. Поля цифровых изображений, полученные путем сопоставления опорного изображения поверхности образца в ненагруженном состоянии с текущими изображениями поверхности в любой момент нагружения, регистрировались видеосъемкой с частотой 30 кадров/с.

Для определения векторных полей перемещений и компонент тензора деформаций вдоль любого направления относительно оси нагружения проводился анализ смещений точек на поверхности образца (рисунок 1, б)

Испытания на ударный изгиб проводились на копре с падающим грузом INSTRON CEAST 9350 при температурах $-40 \dots -80^\circ\text{C}$. Образцы Шарпи размером 10×10 мм с V-образным надрезом, перпендикулярным к плоскости поверхности листа, вырезались перпендикулярно направлению прокатки (рисунок 1, а).

В **третьей главе** рассмотрены результаты исследования методом корреляции цифровых изображений деформационного старения в образцах стали 08Г2Б, которые имели наиболее контрастно различающиеся диаграммы растяжения (рисунок 2, а), комплекс механических свойств (таблица 2) и механизм деформации Людерса.

Таблица 2 – Механические свойства плоских образцов стали 08Г2Б после термообработки по различным режимам

№ п/п	Обработка	σ_t , МПа	σ_b , МПа	δ_t , %	δ_p , %	δ , %	Комментарии
0	Контролируемая прокатка	600	670	-	5,7	13,9	ПЧЛ отсутствуют
1	$T_H=680^\circ\text{C}^{1)}$	600	650	2,1	9,7	21,0	Одна ПЧЛ
2	$T_H=250^\circ\text{C}$	705	740	0,1	4,2	8,7	Две пересекающиеся ПЧЛ
3	$T_H=680^\circ\text{C}$	615	670	0,3	4,4	11,1	Две пересекающиеся ПЧЛ
4	$T_H=680^\circ\text{C}^{2)}$	640	695	1,7	6,7	16,9	Две пересекающиеся ПЧЛ
5	$T_H=680^\circ\text{C}^{3)}$	695	735	1,6	5,7	16,1	Шесть пересекающихся ПЧЛ

Примечание: 1) без выдержки; у остальных образцов выдержка при нагреве 30 мин; 2) охлаждение в воде, у остальных образцов – воздух; 3) исходное состояние – закалка, у остальных образцов – контролируемая прокатка.

Картины полей тензора деформации и профили распределения компоненты деформации ϵ_{yy} по длине образца $L_{обр}$ приведены для соответствующих точек на диаграммах растяжения.

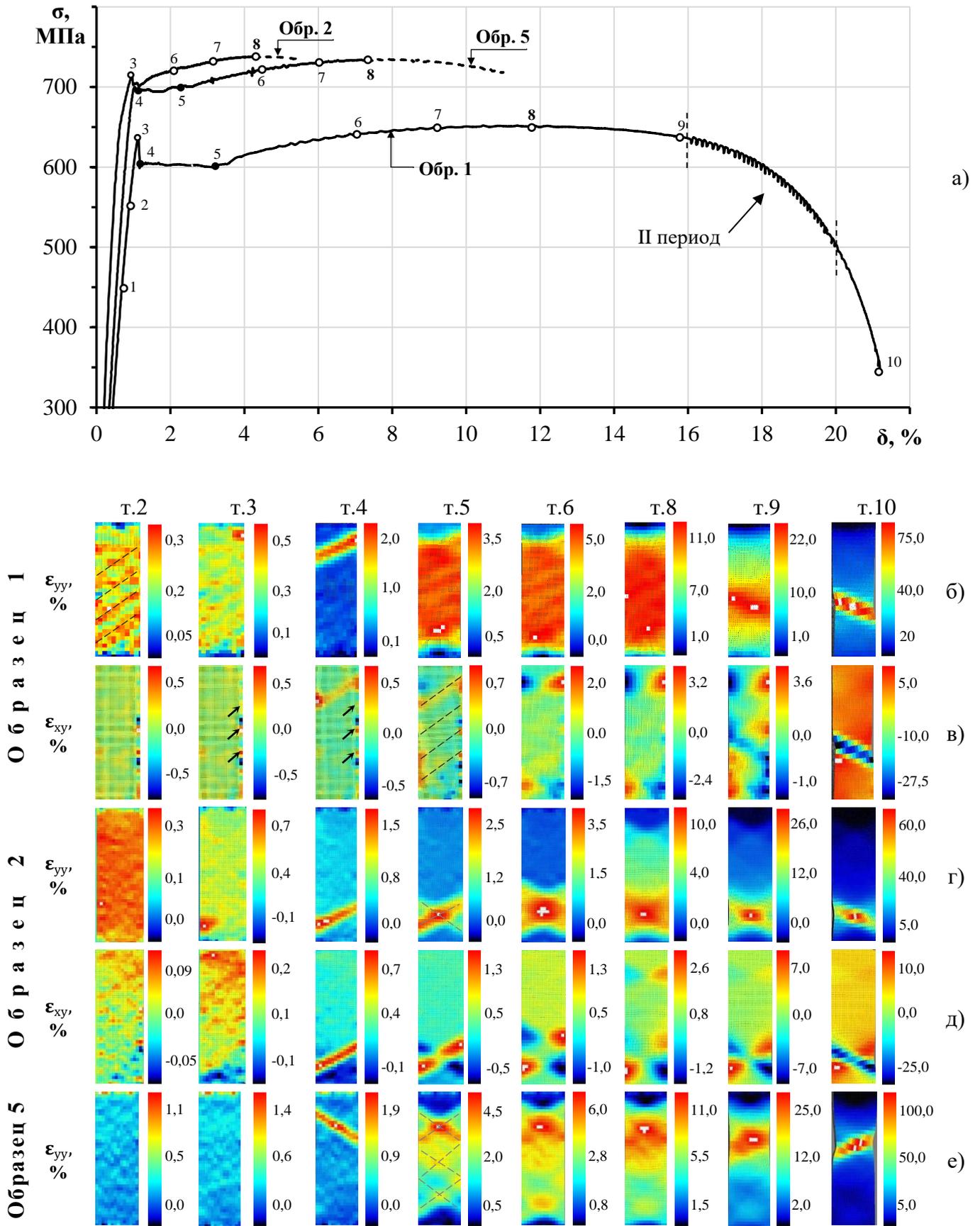


Рисунок 2. Диаграммы растяжения образцов стали 08Г2Б (а), поля компонент тензора деформации: продольной ϵ_{yy} (б, г, е) и сдвиговой ϵ_{xy} (в, д), соответствующие точкам на диаграммах растяжения

В пределах стадии упругой деформации обнаруживаются микрообъемы (зерна), в которых происходила деформация предтекучности. Вначале они разбросаны хаотически, впоследствии приходят в контакт вдоль каналов течения (КТ), расположенных под углом $\sim 60^\circ$ к оси растяжения (выделены пунктиром на рисунке 2, б). Им соответствуют сильные очаги деформации $\varepsilon_{xy} \approx -0,5\%$ вблизи боковой грани образца (показаны стрелками на рисунке 2, в).

Зародыш полосы Чернова-Людерса (ПЧЛ), возникающий до зуба текучности, выглядит в виде небольшого участка с $\varepsilon_{yy} \approx -0,5\%$ вблизи боковой грани образца (т.3 на рисунке 2, б). Он содержит концентратор деформации (напряжений) в виде белой точки, где степень деформации превышает максимальную, которую удалось численно оценить.

Поперечный рост зародыша ПЧЛ с огромной скоростью, зависящей от степени закрепления дислокаций ($V \geq 20$ мм/с), приводит к скачку нагрузки, что позволяет надежно отождествить зуб текучности с этим процессом (т.4 на рисунке 2). Формирование зародыша ПЧЛ заканчивается, когда он прорастает через все сечение образца, что соответствует началу площадки текучности.

Полоса Чернова-Людерса, прошедшая через всю рабочую часть образца, выглядит в виде серии красных полос, с $\varepsilon_{yy} \sim 3,5\%$ (т.5, рисунок 2, б).

На профилях $\varepsilon_{yy} - L_{обр}$ они проявляются в виде четырех максимумов, отображающих каналы течения (рисунок 3, а). Максимум, связанный с зародышем ПЧЛ, лежит вне них, но, расширяясь по мере растяжения образца, он сливается с максимумом от первого канала течения (КТ1), потом второго и т.д. В результате возникает волна локализованного пластического течения, имеющая четкую пространственно-временную периодичность в деформированном растяжением теле, которая обусловлена формированием в нагруженном теле упругой стоячей волны.

Итак, деформация Людерса типа I, протекающая на площадке текучности при образовании и расширении одной полосы Чернова-Людерса, включает в себя формирование и рост зародыша ПЧЛ, эстафетную активацию по мере прохождения фронта ПЧЛ каналов течения в периодически расположенных участках образца и непрекращающуюся деформацию в них. Прослежено, что расширение ПЧЛ является результатом непрерывной пластической деформации внутри полосы, т.е. движение фронта ПЧЛ связано с постоянной работой «тыла».

У исходного плоского образца 0 стали 08Г2Б, испытывавшего вылеживание после контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением, ЭДС не проявляется, диаграмма растяжения имеет вид гладкой кривой без площадки текучести. Начиная с первых моментов, пластическое течение охватывает всю рабочую часть образца, но уже на макроупругой стадии и вплоть до предела прочности обнаруживается функционирование каналов течения в виде полосчатости на полях компонент тензора деформации, особенно ϵ_{xx} и ϵ_{yy} , или четырех небольших максимумов на профилях $\epsilon_{yy} - L_{обр}$. Это позволило заключить, что формирование волн пластического течения вызвано не ЭДС, а является характерной чертой пластического течения в растягиваемом образце.

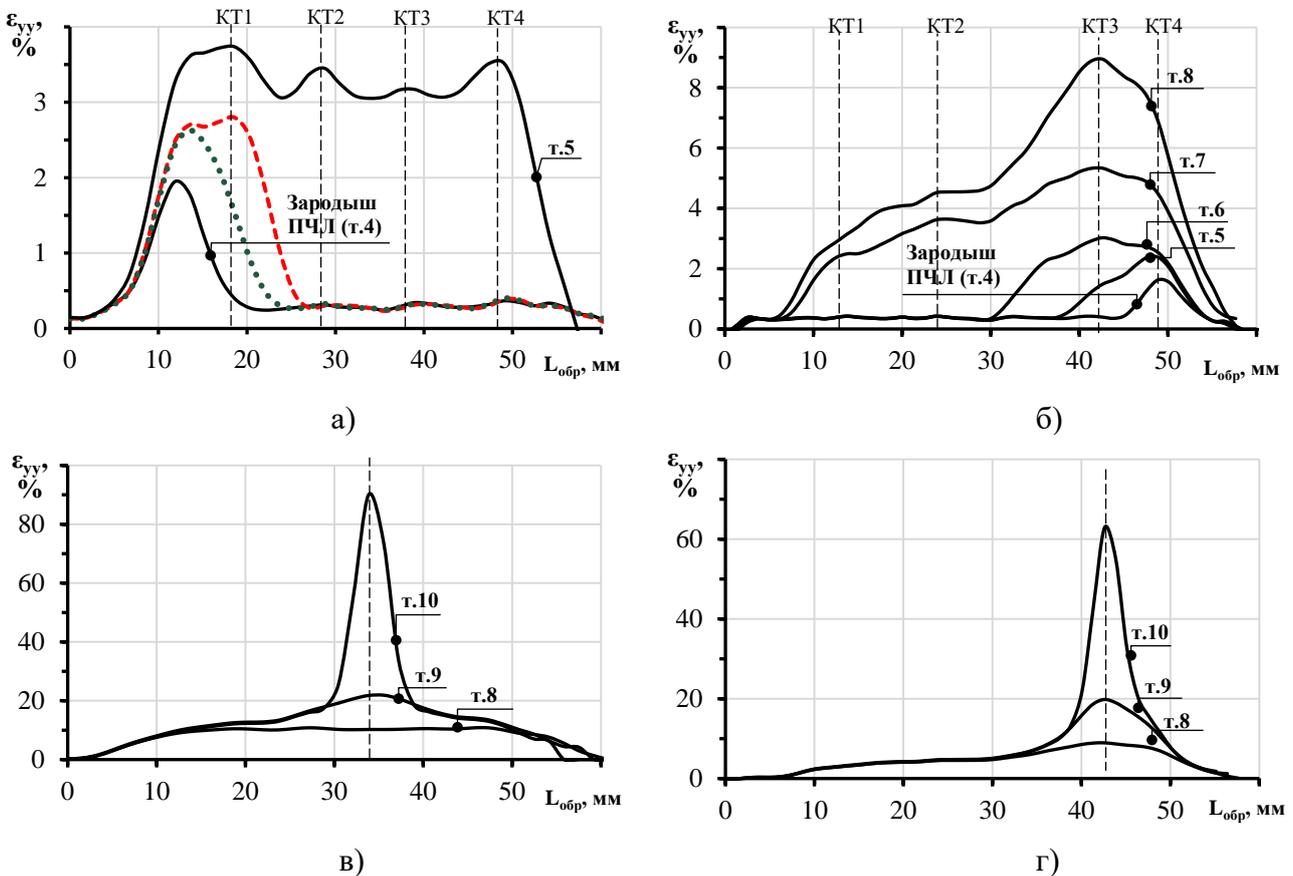


Рисунок 3. Профили компоненты продольной деформации ϵ_{yy} :

а, в) – образец 1; б, г) – образец 2

В образце 2 с сильным ЭДС реализуется деформация Людерса типа II (см. рисунки 2, г, д, рисунок 3, б, г). В начале площадки текучести, когда первая ПЧЛ прорастает на всю ширину образца, на противоположной грани появляется вторая ПЧЛ, имеющая компоненту ϵ_{xy} , противоположную по знаку первой (рисунок 2, д).

При их взаимодействии возникает очаг деформации (ОД), состоящий из центральной области, где произошло пересечение ПЧЛ, и четырех выходящих из ее углов периферийных остатков ПЧЛ (рисунок 2, г, д). На равномерной стадии размер ОД, составляющий 75% рабочей части образца, не увеличивается, но в нем возрастает ε_{yy} (рисунок 3, б, г). Кривая $\varepsilon_{yy} - L_{обр}$ приобретает несимметричный куполообразный вид (т. 10 на рисунке 3, б).

Деформация Людерса типа III обнаружена в образце 5, где поочередно возникают шесть попарно пересекающихся ПЧЛ, которые образуют три малоподвижных очага деформации. На равномерной стадии размер ОД слабо увеличивается при значительном росте степени деформации в них. При приближении к σ_b , благодаря слиянию первых двух ОД и постепенному исчезновению третьего, сохраняется только один ОД, что придает куполообразную форму кривой $\varepsilon_{yy} - L_{обр}$. Следовательно, деформацию Людерса типа III можно рассматривать как разновидность деформации Людерса типа II, когда положение вершины купола кривой $\varepsilon_{yy} - L_{обр}$ предопределяет место образования шейки и магистральной трещины на сосредоточенной стадии растяжения.

Структурно-деформационная картина на сосредоточенной стадии растяжения у всех исследованных образцов, включая образец без ЭДС, подобна. Влияние предыстории образцов, вносящей различия в характеристики площадки текучести и равномерной стадии, проявляется на сосредоточенной стадии в смещении однотипных процессов по относительному удлинению δ (времени деформации τ). Происходит быстрая локализация ОД при превращении лидирующего максимума в функциональный, испытывающий интенсивный рост со все возрастающей скоростью (см. рисунок 3, б, г).

Обнаружена корреляция в ходе кривых, описывающих отношение поперечной и продольной деформации $\mu = \varepsilon_{xx}/\varepsilon_{yy}$, максимальную величину компоненты ε_{yy}^{max} , размер очага деформации $L_{ОД}$ и его активной зоны $L_{АЗ}$, как функции удлинения образца на сосредоточенной стадии (рисунок 4). Весьма близкий ход данных кривых, особенно на среднем участке, позволил выделить типичные для всех образцов периоды и соотнести их с известными процессами: образованием шейки и магистральной трещины.

Нулевой (исходный) период, примыкающий к σ_b , имеет черты, унаследованные от равномерной стадии. В пределах периода I происходит

монотонное снижение рассматриваемых характеристик, замедленное у образцов 1 и 4, обладающих наибольшей пластичностью, и крутое у образцов 2 и 3 с малым δ .

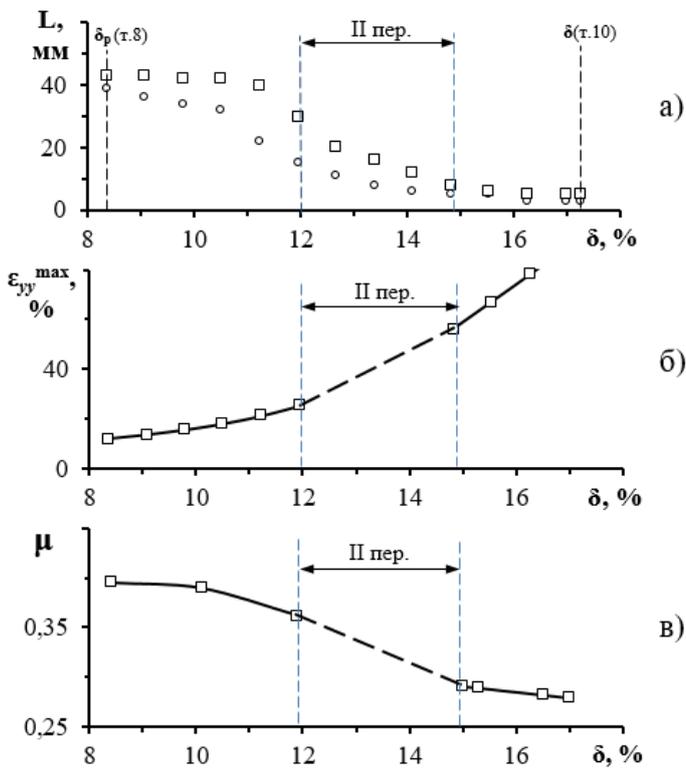


Рисунок 4. Изменение размера очага деформации (\square) и его активной зоны (\circ) (а), максимума компоненты тензора деформации ϵ_{yy} (б) и параметра $\mu = \epsilon_{xx}^{\max} / \epsilon_{yy}^{\max}$ (в) при растяжении образца 4

К периоду II отнесен совпадающий по δ линейный участок на кривых $\mu - \delta$, $\epsilon_{yy}^{\max} - \delta$, $L_{OD} - \delta$ и $L_{AZ} - \delta$ (рисунок 4). В этом диапазоне δ на диаграммах растяжения исследованных плоских образцов появляются зубцы – скачки нагрузки (стрелки на рисунке 2). Данные факты позволили заключить, что период II контролируется пластическим течением в области пластической деформации, окружающей растущую вязкую магистральную трещину. Поэтому, исходя из определения трещиностойкости как способности металла сопротивляться образованию и

развитию трещины, момент наступления периода II δ_{II}^H и/или его протяженность $\Delta\delta_{II} = \delta_{II}^K - \delta_{II}^H$ можно рассматривать как критерий трещиностойкости при растяжении плоских образцов (δ_{II}^K и δ_{II}^H - соответственно конец и начало периода II).

Наконец, период III, когда у всех образцов L_{OD} и L_{AZ} крайне малы (2...3 мм) и постоянны, представляется как долом образцов.

В четвертой главе описано проявление ЭДС при растяжении цилиндрических образцов стали 08Г2Б после термической обработки по тем же режимам, что и у плоских образцов; показано, как оценить величину ЭДС по образцам любой формы и размера.

Существующий ГОСТ 7268 рекомендует оценивать склонность стали к деформационному старению по снижению уровня ударной вязкости (охрупчиванию образца после провоцирующей обработки (холодной деформации на 10% и нагрева на 250°C)). Однако для практики и научных исследований необходим критерий, позволяющий не просто характеризовать склонность сталей к

ДС, а оценивающий величину эффекта деформационного старения (ВЭДС) в конкретном образце, вырезанном из элемента конструкции, испытавшего определенное воздействие.

Исходя из этого, в работе был введен параметр D как физическое свойство стали, характеризующее величину эффекта ДС. Параметр D должен оцениваться по образцам для растяжения любой формы и размера, т.е. не зависеть (или крайне слабо зависеть) от инструментальных факторов (жесткости машины, скорости нагружения и др.).

Установлено, что у одного и того же материала прочностные и пластические свойства у плоских и цилиндрических образцов заметно различаются, особенно на сосредоточенной стадии. Поэтому для оценки параметра D предложено сосредоточенную стадию не рассматривать, как и деформацию предтекучести и зуб текучести, подверженных сильному влиянию инструментальных факторов.

В качестве крайних значений были выбраны: $D=1$ у образца с минимальной ВЭДС (после нагрева на 680°C без выдержки) и $D=7$ у образца с максимальной ВЭДС ($\varepsilon = 3\% + T_H = 250^{\circ}\text{C}$). Отыскивалось повышение предела текучести $D_1 = \Delta\sigma_T / \Delta\sigma_T^{\max}$, наклон кривой растяжения на равномерной стадии $D_2 = \sigma_T / \sigma_B$ и изменение ее протяженности $D_3 = 1 - \delta_p / \delta_p^{\max}$. Суммарный вклад данных характеристик в параметр D , находился из условия, что в первом приближении вклады упрочнения ($\Delta\sigma_T$) и изменения пластичности на равномерной стадии ($\sigma_T / \sigma_B, \delta_p$) равны:

$$D = 7(0,50D_1 + 0,25D_2 + 0,25D_3) \quad (1).$$

Показано, что параметр D имеет многосторонний научно – практический интерес, поскольку позволяет глубже понять природу эффекта деформационного старения и его эволюцию, сформулировать научно обоснованные представления о нежелательных структурно-фазовых состояниях сталей. Возможно использование параметра D для оценки состояния металла на отдельных технологических переделах изготовления изделий, для аттестации допустимой продолжительности безопасной работы элементов конструкции.

Так, при $D \leq 5$ у образцов исследованных сталей после изготовления толстого листа, вылеживания или нагрева вплоть до A_{c1} с последующим охлаждением на воздухе, уровень ударной вязкости $KCV^{-40} \geq 250$ Дж/см². Это

обеспечивает макровязкий излом и гарантирует, согласно требованию Газпрома, длительную безаварийную эксплуатацию сварных труб. Однако в отдельных участках конструкций, испытавших локальную пластическую деформацию ($\varepsilon \geq 3\%$), большая ВЭДС ($D \geq 5$) приводит к снижению вязкопластических характеристик, что и показывает оценка по ГОСТ 7268.

В пятой главе приведены данные по кинетике образования аустенита, формированию структуры и механических свойств стали 08Г2Б после нагрева в межкритический интервал температур (МКИ).

Дилатометрическим анализом установлено, что исходное состояние стали (контролируемая прокатка или закалка) не оказывает существенного влияния на критические точки стали, которые равняются: $A_{c1} = 705^\circ\text{C}$, $A_{c3} = 870^\circ\text{C}$ ($V_H = 0,3^\circ\text{C}/\text{c}$). Увеличение скорости нагрева от $0,3^\circ\text{C}/\text{c}$, близкой к скорости печного нагрева до $90^\circ\text{C}/\text{c}$, имитирующей индукционный нагрев, приводит к повышению критических точек: A_{c1} на $\sim 60^\circ\text{C}$, A_{c3} на $\sim 45^\circ\text{C}$.

Подобный характер влияния скорости нагрева и исходного состояния стали наблюдается и для кинетических кривых. Представление кривых $q_A = f(T_H)$ - количество образовавшегося аустенита как функции температуры нагрева в линеаризующих координатах – показало, что независимо от исходного состояния и скорости нагрева реакция $\alpha \rightarrow \gamma$ состоит из двух стадий: низкотемпературной быстрой и высокотемпературной замедленной, смена которых происходит при температуре $A_H \cong 810 \dots 830^\circ\text{C}$.

По периоду кристаллической решетки аустенита, найденному высокотемпературным рентгеноструктурным анализом, установлено, что в соответствии с требованием термодинамики первые порции аустенита сильно обогащены углеродом, количество которого составляет: $0,45 \pm 0,02$; $0,25 \pm 0,02$; $0,67 \pm 0,02$ масс.%, соответственно, у образцов после закалки, нормализации и контролируемой прокатки. С повышением температуры превращения количество углерода в образующемся аустените плавно снижается вплоть до среднего содержания в стали вблизи A_{c3} . Обнаруженные металлографически и электронномикроскопически (РЭМ, ПЭМ) первые зерна аустенита размером ~ 2 мкм, превратившиеся при охлаждении в феррит, имеют округлую форму и окаймляют в виде цепочек микрообъемы в исходной структуре.

Нагрев с любой скоростью в межкритический интервал температур (МКИ) с последующим охлаждением в различных средах устраняет ЭДС. После нагрева в

нижнюю область МКИ ($A_{c1} - A_{п}$) $\sigma_{0,2}$ резко падает, а $\sigma_{в}$ возрастает, что приводит к значительному уменьшению $\sigma_{0,2}/\sigma_{в}$ до 0,6-0,7. Пластические свойства изменяются слабо по сравнению с исходным состоянием. В верхней области МКИ ($A_{п} - A_{c3}$) $\sigma_{0,2}$ монотонно подрастает (на 25-50 МПа), тогда как $\sigma_{в}$ остается практически постоянным. Подобным образом ведут себя и пластические характеристики.

В исследованных сталях обнаружено резкое ухудшение уровня вязкости, как и относительного сужения при $T_{н} \cong 730^{\circ}\text{C}$ (чуть выше A_{c1}) по сравнению с таковыми у сталей в исходном состоянии (рисунок 5). Это связывается с проявлением «зернограничного» эффекта (Садовский В.Д.): образование по границам исходных зерен первых порций высокоуглеродистого аустенита приводит к охрупчиванию сталей. За провалом ударной вязкости и относительного сужения после нагрева на 730°C ($KCV^{-40} = 50-120$ Дж/см², $\psi = 65-75\%$) следует их постепенный рост до исходных значений (280-300 Дж/см², $\psi = 85\%$). Таким образом, по мере повышения температуры нагрева от $A_{п}$ вплоть до A_{c3} комплекс механических свойств постепенно улучшается. Это позволяет рассматривать нагрев на температуру $T_{н} \geq 880^{\circ}\text{C}$ с последующим ускоренным охлаждением как оптимальный режим термообработки, обеспечивающий наилучшую конструкционную прочность сталей типа 08Г2Б при отсутствии деформационного старения.

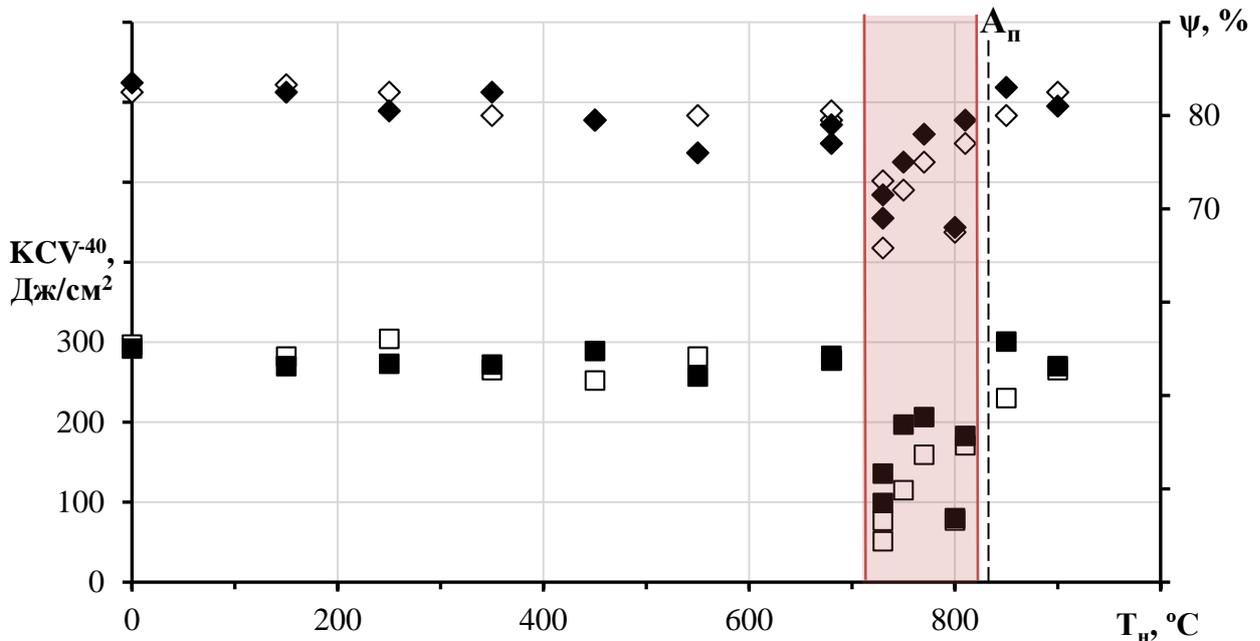


Рисунок 5. Зависимость относительного сужения ψ (\diamond, \blacklozenge) и ударной вязкости (\square, \blacksquare) KCV^{-40} от температуры нагрева: темные значки – сталь 08Г2Б, светлые – сталь 05Г2Б

Необходимость ускоренного охлаждения ($V_{\text{охл}} \geq 20^\circ\text{C}/\text{с}$) связана с тем, что распад аустенита по I ступени приводит к значительному ухудшению конструктивной прочности исследованных сталей и, в первую очередь, вязкопластических характеристик.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Анализ диаграмм растяжения, результатов, полученных методом корреляции цифровых изображений и литературных данных, показал, что благодаря микролегированию сильными карбидообразователями (V, Nb, Ti), а также Cu, повышенной плотности дислокаций в феррите и особенно в бейните/мартенсите, огромному количеству зернограничных дислокаций из-за большой протяженности границ зерен в сверхмелкозернистой структуре стали группы прочности K65(X80) обладают повышенной склонностью к деформационному старению.

Вследствие закрепления дислокаций и блокировки их источников дисперсными карбидными частицами наряду с атмосферами растворенных атомов эффект деформационного старения (ЭДС) в данных сталях термически устойчив – сохраняется при нагреве вплоть до $A_{c1}=770^\circ\text{C}$, хотя термообработкой можно в значительном диапазоне менять его величину, в частности, минимизировать вплоть до полного подавления.

ЭДС, как и обусловленная им деформация Людерса, многогранен, охватывает все структурные уровни материала, внося существенные изменения в ход пластического течения на всех стадиях растяжения образцов, что связано с действием следующих факторов:

- интенсификацией дисперсионного твердения, поскольку дисперсные частицы, зародившиеся на дислокациях, препятствуют их движению на всех этапах пластического течения;
- локализацией деформации: с увеличением степени закрепления исходных дефектов, уменьшается объем растягиваемого образца, участвующий в пластическом течении;
- концентрацией напряжений в очагах деформации – участках пересечения полос Чернова – Людерса.

При наименьшей величине ЭДС происходит возникновение и движение одной полосы Чернова-Людерса (ПЧЛ). При более сильном ЭДС в образце возникает несколько попарно пересекающихся ПЧЛ, что приводит к

формированию очагов деформации (ОД), состоящих из центральной области и четырех выходящих из его углов периферийных остатков ПЧЛ.

По окончании деформации Людерса ОД достигает максимального размера, который в образце с одной ПЧЛ занимает всю рабочую часть образца, а в образцах с пересекающимися ПЧЛ – лишь её долю (в худшем случае ~ 75%). Пластическое течение на равномерной стадии повышает плотность дислокаций в деформирующихся областях образцов – возрастает площадь под кривыми $\epsilon_{yy} - L_{обр}$, но на них сохраняются четыре пологих пика, связанных с действием каналов течения.

Ход пластического течения на сосредоточенной стадии деформации весьма единообразен во всех изученных плоских образцах, включая образец, не проявляющий ЭДС. Под влиянием ЭДС однотипные процессы (периоды на сосредоточенной стадии) смещаются на диаграмме растяжения по шкале δ (τ – времени растяжения). Происходит стягивание ОД к тому участку, который соответствует максимуму на кривой $\epsilon_{yy} - L_{обр}$ и на котором образуются шейка и магистральная трещина. Это свидетельствует о том, что место будущей шейки и магистральной трещины предопределяется еще на равномерной стадии деформации.

На основе проведенных исследований **рекомендовано** начало и протяженность периода II на сосредоточенной стадии кривой растяжения плоских образцов, который контролируется пластической деформацией в окрестностях магистральной трещины, рассматривать как критерий трещиностойкости сталей группы прочности К65 (Х80).

Исходя из изменений прочностных и пластических свойств на площадке текучести и равномерной стадии растяжения плоских и цилиндрических образцов, предложенный параметр D имеет многосторонний научно-практический интерес. Так, он позволяет оценить состояние металла на отдельных технологических переделах изготовления изделий, **прогнозировать** поведение элементов конструкций при дальнейшей эксплуатации. Даже при относительно большой величине $D = 4...5$, например, после нанесения антикоррозионного покрытия при 250°C высокочистые сверхмелкозернистые стали типа 08Г2Б обладают значительным ресурсом вязкопластических характеристик ($KCV^{40} \geq 250$ Дж/см², $\psi \geq 70$ %).

Нагрев под A_{c1} позволяет минимизировать D при сохранении высокого комплекса механических свойств, тогда как нагрев с любой скоростью в МКИ с

охлаждением в различных средах устраняет эффект деформационного старения. После нагрева образцов в нижнюю область МКИ $\sigma_{0,2}$ резко падает до ~ 500 МПа, σ_b растет до ~ 800 МПа, что приводит к уменьшению отношения $\sigma_{0,2}/\sigma_b$ до 0,6-0,7, пластические свойства меняются слабо, резко ухудшается вязкость ($KCV^{-40} = 70$ Дж/см²) по сравнению с таковой в исходном состоянии ($KCV^{-40} \geq 250$ Дж/см²).

Выявлено, что пребывание сталей X80 в области распада переохлажденного аустенита по I ступени при изотермической выдержке (замедленном охлаждении) приводит к снижению при всех температурах испытаний ударной вязкости до уровня ниже требуемого. Это подтверждает необходимость ускоренного охлаждения ($V_{охл} \geq 20$ °С/с) по окончании контролируемой прокатки или аустенитизации.

Рекомендован в качестве оптимального режим термообработки: нагрев на $T_H \sim 880^\circ\text{C}$ (чуть ниже A_{c3}) с ускоренным охлаждением, обеспечивающий при отсутствии ЭДС наилучшую конструктивную прочность сталей типа 08Г2Б ($\sigma_{0,2} = 750$ МПа, $\sigma_b = 820$ МПа, $\sigma_{0,2}/\sigma_b = 0,75$, $\delta \sim 25$ %, $\psi \sim 80$ %, $KCV^{-40} \geq 250$ Дж/см²). Данный уровень механических свойств превышает требования API 5L для сталей группы прочности X80 и соответствует сталям групп прочности X90, X100.

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

- применение разработанной оценки величины ЭДС и уровня трещиностойкости для оценки состояния металла строительных конструкций, испытавших эксплуатацию в течение различного времени;
- детальное изучение возникновения и эволюции эффекта деформационного старения в сталях, у которых первоначально он отсутствовал;
- опробование термообработки (по рекомендованным в диссертации режимам) для восстановления служебных свойств элементов конструкций из сталей группы прочности K65(X80), потерявших необходимый комплекс свойств после длительной эксплуатации.

ОСНОВНЫЕ ПУБЛИКАЦИИ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ:

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

1. Полухина О.Н. Вклад различных структурных факторов в формирование прочностных свойств сталей класса прочности K65 / В.М. Фарбер, О.В. Селиванова,

О.Н. Полухина, И.Ю. Пышминцев, А.Б. Арабей // Известия вузов. Черная Metallургия. – 2012. – №9. – С. 46-49; 0,35 п.л./0,1 п.л. (Scopus, Chemical Abstracts Service).

2. Полухина О.Н. Влияние термической обработки на комплекс механических свойств сталей класса прочности K65(X80) / В.М. Фарбер, О.В. Селиванова, А.Б. Арабей, О.Н. Полухина, А.С. Маматназаров // Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallorv. – 2014. – №8 (710). – С. 53-55; 0,2 п.л./0,1 п.л. (Scopus, Chemical Abstracts Service, Springer, WoS).

3. Полухина О.Н. Кинетика образования аустенита и влияние нагрева в межкритическом интервале температур на структуру стали 08Г2Б / В.М. Фарбер, О.В. Селиванова, О.Н. Полухина, А.С. Юровских, Д.О. Панов // Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallorv. – 2016. – №11(737). – С. 11-16; 0,6 п.л./0,3 п.л. (Scopus, Chemical Abstracts Service, Springer, WoS).

4. Полухина О.Н. Влияние термообработки на механические свойства сталей типа 08Г2БМ с ультрадисперсной структурой / В.А. Хогинов, В.М. Фарбер, О.В. Селиванова, О.Н. Полухина // Производство проката. – 2017. – №2. – С. 20-25; 0,6 п.л./0,2 п.л. (Chemical Abstracts Service).

5. Полухина О.Н. Структура и деформационное старение высокопрочной низколегированной стали / В.М. Фарбер, В.А. Хогинов, О.В. Селиванова, О.Н. Полухина // Производство проката. – 2017. – №11. – С. 42-48; 0,7 п.л./0,2 п.л. (Chemical Abstracts Service).

6. Полухина О.Н. О влиянии деформационного старения на механические свойства стали 37ХГФ / В.А. Хогинов, В.М. Фарбер, О.Н. Полухина / Materialovedenie. – 2018. – №5. – С.8-12; 0,5 п.л./0,1 п.л. (Scopus, Chemical Abstracts Service, Springer, WoS).

7. Полухина О.Н. Влияние деформационного старения на механические свойства при растяжении в металле труб класса прочности Х80 / В.А. Хогинов, О.Н. Полухина, О.В. Селиванова, В.М. Фарбер // Materialovedenie. – 2019. – №1. – С. 9-14; 0,6 п.л./0,3 п.л. (Scopus, Chemical Abstracts Service, Springer, WoS).

Патенты:

8. Пат. 2646548 Российская Федерация, МПК⁸ G01 N3. Способ определения вязкости металлических материалов / В.А. Хогинов, В.М. Фарбер, О.В. Селиванова, О.Н. Полухина; заявитель и патентообладатель федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина». – № 2016137065; заявл. 15.09.2016; опублик. 05.03.18, Бюл. №7. – 5 с.

Другие публикации:

9. Полухина О.Н. Оценка конструктивной прочности сталей типа 06Г2МБ по параметрам микроструктуры // О.Н. Полухина, А.М. Григорьева // XII Международная научно-техническая Уральская школа-семинар металлостроителей-молодых ученых: сб. науч. трудов. – Екатеринбург: УРФУ, 2011. – С. 79-81 (0,2 п.л./0,15 п.л.).

10. Полухина О.Н. Компоненты упрочнения гетерофазных сталей класса прочности К65(Х80) / О.В. Селиванова, О.Н. Полухина, А.М. Григорьева, В.М. Фарбер // XXI Уральская школа металлостроителей-термистов «Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов»: материалы междунар. конф. – Магнитогорск: Изд-во Магнитогорского гос. техн. ун-та им. Г.И.Носова, 2012. – С. 77 (0,1 п.л./0,1 п.л.).

11. Полухина О.Н. Влияние термической обработки на вид излома образцов Шарпи и уровень ударной вязкости сталей типа 06Г2СМБД / О.Н. Полухина // XIII Международная научно-техническая Уральская школа-семинар молодых ученых-металлостроителей. II Международная научная школа для молодежи «Материаловедение и металлофизика легких сплавов»: сб. науч. трудов. – Екатеринбург: УРФУ, 2012. – С. 51-53 (0,2 п.л./0,1 п.л.).

12. Полухина О.Н. Влияние термической обработки на комплекс механических свойств трубных сталей класса прочности К65(Х80) / О.Н. Полухина, Д.Ю. Захаров // XIV Международная научно-техническая Уральская школа-семинар металлостроителей-молодых ученых: сб. тр. конф. – Екатеринбург: УРФУ, 2013. – С. 56-57 (0,1 п.л./ 0,05 п.л.).

13. Полухина О.Н. Изучение влияния высокотемпературного нагрева на вид излома образцов Шарпи и уровень ударной вязкости трубных сталей типа 06Г2СМБД / О.Н. Полухина, А.А. Седугина // XIV Международная научно-техническая Уральская школа-семинар металлостроителей-молодых ученых: сб. тр. конф. – Екатеринбург: УРФУ, 2013. – С. 58-59 (0,1 п.л./0,05 п.л.).

14. Полухина О.Н. Фрактографическая диагностика трещиностойкости сталей Х80 (К65) по результатам испытаний на ударный изгиб / А.Н. Морозова, В.М. Фарбер, О.Н. Полухина // Научно-практическая конференция «Актуальные вопросы конструкционной прочности и износостойкости деталей машин»: сб. докл. – Нижний Тагил, 2014. – С. 118-119 (0,1 п.л./0,05 п.л.).

15. Полухина О.Н. Особенности деформационного поведения высоковязких сталей типа 06Г2МБ при испытании на растяжение / В.М. Фарбер, В.А. Хотинов, О.Н. Полухина, А.Н. Морозова, Д.И. Вичужанин // III Международная Уральская научно-практическая конференция «Обеспечение надежности теплоэнергетического оборудования техническое диагностирование и экспертиза промышленной безопасности»: материалы науч.-практ. конф. – Челябинск: Цицеро, 2016. – С. 77-87 (1,2 п.л./0,6 п.л.).

16. Полухина О.Н. Исследование структуры и микротвердости отдельных зон образца Шарпи стали 08Г2МБ / О.Н. Полухина, А.Ф. Акопов, Д.М. Сорокин // XVI Международная научно-техническая Уральская школа-семинар металлосведов-молдых ученых: сб. тр. конф. – Екатеринбург: УРФУ, 2015. – Ч. 2. – С. 57-60 (0,35 п.л./0,2 п.л.).

17. Полухина О.Н. Исследование фазовых превращений при нагреве и охлаждении низкоуглеродистых трубных сталей типа 06Г2МБ / О.Н. Полухина, А.Ф. Акопов, Д.М. Сорокин // XVI Международная научно-техническая Уральская школа-семинар металлосведов-молдых ученых: сб. тр. конф. – Екатеринбург: УРФУ, 2015. – Ч. 2. – С. 53-56 (0,35 п.л./0,2 п.л.).

18. Полухина О.Н. Отыскание параметров трещиностойкости низкоуглеродистых высоковязких сталей при испытании на растяжение и ударный изгиб / В.М. Фарбер, В.А. Хотинов, О.Н. Полухина, А.Н. Морозова // VIII Евразийская научно-практическая конференция «Прочность неоднородных структур»: сб. тр. науч.-практ. конф. – М.: изд-во МИСиС, 2016. – С. 180 (0,1 п.л./0,05 п.л.).

19. Полухина О.Н. Изучение структуры и свойств трубных сталей типа 06Г2МБ после термической обработки в межкритическом интервале температур / А.А. Барабашова, А.Р. Хамбалеев, О.Н. Полухина // XVII Международная научно-техническая Уральская школа-семинар металлосведов-молдых ученых: сб. тр. конф. – Екатеринбург: УРФУ, 2016. – Ч. 2. – С. 241-243 (0,2 п.л./0,15 п.л.).

20. Полухина О.Н. Исследование кинетики фазовых превращений в экономнолегированных сталях типа 06Г2МБ / О.Н. Полухина, А.Ф. Акопов, Д.Н. Гребенщиков // XVII Международная научно-техническая Уральская школа-семинар металлосведов-молдых ученых: сб. тр. конф. – Екатеринбург: УРФУ, 2016. – Ч. 1. – С. 95-96 (0,1 п.л./0,05 п.л.).

21. Полухина О.Н. Исследование полос Чернова-Людерса в низкоуглеродистых трубных сталях / О.Н. Полухина, А.Р. Хамбалеев, А.А. Барабашова // XVIII Международная научно-техническая Уральская школа-семинар металлосведов-молодых ученых: сб. тр. конф. – Екатеринбург: УРФУ, 2017. – С. 492-493 (0,1 п.л./0,05 п.л.).

22. Полухина О.Н. Исследование области долома в образцах Шарпи / А.Н. Морозова, Г.В. Щапов, В.М. Фарбер, В.А. Хотинлов // XXIV Уральская школа металлосведов-термистов «Актуальные проблемы физического металлосведения сталей и сплавов»: материалы конф. – Магнитогорск: изд-во Магнитогорского гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2018. – С.199-201 (0,2 п.л./0,1 п.л.).

23. Полухина О.Н. Исследование полей распределения деформации в образце стали 08Г2МБ с пересекающимися полосами Чернова-Людерса / О.Н. Полухина, О.В. Селиванова, В.М. Фарбер // XXIV Уральская школа металлосведов-термистов «Актуальные проблемы физического металлосведения сталей и сплавов»: материалы конф. – Магнитогорск: изд-во Магнитогорского гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2018. – С. 192-193 (0,1 п.л./0,05 п.л.).