

Глава 26. ХЛАДОСТОЙКОСТЬ И СКЛОННОСТЬ К ДЕФОРМАЦИОННОМУ СТАРЕНИЮ СТАЛЕЙ ДЛЯ ГАЗОПРОВОДНЫХ ТРУБ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ

¹Шабалов И.П., ²Мишетьян А.Р., ²Филиппов Г.А.

¹ООО «Трубные инновационные технологии», г. Москва, Россия

²ГНЦ ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина»,
г. Москва, Россия, E-mail: mishetyan@bk.ru

Аннотация

В настоящей работе представлено исследование комплекса стандартных механических свойств, хладостойкости, трещиностойкости, склонности к деформационному старению в зависимости от типа структурного состояния металла листового проката для труб категории прочности K56 и K65, полученного с помощью контролируемой прокатки с последующим ускоренным охлаждением. Исследовано изменение механического поведения образцов листового проката в условиях, имитирующих трубный передел и нанесение изоляционного покрытия. Выявлен механизм деформационного старения стали с бейнитным типом структуры (K65).

Ключевые слова: трубные стали, ударная вязкость, хладостойкость, трещиностойкость, деформационное старение.

Введение

Для бесперебойных поставок значительных объемов углеводородного сырья по обширной территории от месторождений или районов производства до потребителя используется трубопроводный транспорт ввиду его экономичности и производительности. В России действует развитая сеть магистральных газопроводов, снабжающих газо- и нефтепродуктами различные регионы страны.

Трубопровод является сооружением повышенной опасности. Надежность магистральных трубопроводов складывается из множества факторов, связанных со структурным состоянием металла, полученным в результате определенных условий изготовления: применения выбранных технологических параметров на этапах выплавки, внепечной обработки, разливки и режимов контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением, и изменений, происходящих в процессе эксплуатации при постоянном воздействии на него статических и динамических нагрузок (колебание уровня внутреннего давления среды в трубе, перемещение близлежащих грунтов и т. д.), температуры (в том числе эксплуатация в районах с частичной вечной мерзлотой), коррозионно-активной среды.

В таких условиях возникает угроза разрушения трубопровода, особенно при его длительной эксплуатации, что может привести к необратимым последствиям и многочисленным жертвам. Поэтому материал для газонефтепроводных труб должен обладать необходимым комплексом свойств для обеспечения высокой надежности конструкции трубопровода, соответственно, к сталям для труб предъявляется внушительный комплекс требований, регламентирующий уровень прочности, ударной вязкости, хладостойкости [1-4].

Снижение работоспособности трубопроводов при длительной эксплуатации связано с деградацией свойств металла труб. Одними из причин такого изменения состояния металла труб, оказывающих значительное влияние на безопасность эксплуатации трубопровода, являются возникновение локальных микронапряжений, протекание в металле деформационного старения, следствиями которых являются эффекты упрочнения и охрупчивания.

Деформационное старение – процесс, происходящий в стали в результате протекания пластической деформации и последующей выдержки металла в течение длительного времени в определенных условиях.

Как известно, явление деформационного старения связано с внесением некоторого количества свежих дислокаций при деформации, взаимодействующих со свободными атомами внедрения в структуре, что в итоге приводит к повышению сопротивления движению дислокаций и, следовательно, появлению в металле

локальных микронапряжений, следствиями которого являются эффекты упрочнения и охрупчивания.

Критерием протекания деформационного старения (исчерпания способности металла к деформационному упрочнению) является изменение механических свойств стали: увеличение соотношения σ_t / σ_b , снижение пластичности, ударной вязкости, трансформация кривой «напряжение – деформация» [5-11].

Деформационное старение – сложный, до конца не изученный процесс, развивающийся в результате воздействия множества факторов. Возможность протекания деформационного старения в низкоуглеродистых низколегированных конструкционных сталях обусловлена либо технологической деформацией, либо деформацией, внесенной во время эксплуатации.

На вероятность появления и развития процесса деформационного старения оказывают влияние целый ряд факторов: внутренние – регулируемые, связанные с типом стали (ее структурным состоянием, зависящим от химического состава, режимов термомеханической обработки при производстве) и внешние, слабо поддающиеся регулированию, так как задаются условиями эксплуатации (воздействие температур, нагрузок статических и динамических).

Материалы и методы испытаний

В качестве объектов исследования в данной работе выбраны образцы металла, отобранные от листового проката промышленного производства двух категорий прочности: K56 и K65.

Полученный металл отличается композицией химического состава, технологией производства (прокатан по различным режимам контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением) и, соответственно, структурным состоянием и комплексом механических свойств.

Исследуемые стали относятся к системе легирования C-Mn-Si с добавлением микролегирующих, карбонитридообразующих компонентов. Металл листового проката отличается по содержанию углерода в химическом составе: в стали класса прочности K56 отмечено наличие 0,11 % углерода, в стали K65 - 0,06 % (табл. 1).

Таблица 1 – Схема легирования исследуемых трубных сталей

Класс прочности	Массовая доля элементов, %				
	C	Si	Mn	Микролегирование	Другие элементы
K56	0,11	0,42	1,60	Nb-Ti-V	-
K65	0,06	0,22	1,75	Nb-Ti	Cu-Ni-Mo

Обе стали произведены по технологии с применением раскисления алюминием (содержание Al составляет 0,03-0,04 %).

В исследуемом металле отмечено содержание таких микролегирующих элементов, как Nb (в стали K65–0,061 %, K56 0,029 %), Ti≈0,02 %, V обнаружен в стали класса прочности K56 в количестве 0,041 %.

Помимо указанных элементов сталь K65 с более высокой прочностью имеет в своем составе Ni (0,37 %) и также дополнительно содержит Cu (0,22 %) и Mo (0,26 %). Можно отметить, что в химическом составе исследуемых трубных сталей отсутствует Cr. Кроме того, обе стали являются чистыми по содержанию примесей серы и фосфора.

Сравнительное исследование двух трубных сталей классов прочности K56 и K65 включало оценку микроструктуры, определение стандартных механических свойств, исследование сопротивления разрушению, а также комплекс тонких структурных исследований.

Изучение микроструктуры проводили на шлифах, вырезанных вдоль направления прокатки, после травления в 4-х% растворе азотной кислоты в спирте. Исследование осуществлялось на оптическом микроскопе NEOPHOT 21 в соответствии с ГОСТами № 5639, 5640.

Стандартные механические свойства определяли при испытаниях на растяжение при комнатной температуре цилиндрических образцов пятикратной длины по ГОСТ 1497-84 на универсальной машине «Инстрон».

Оценку ударной вязкости металла проводили по испытаниям ударных образцов с острым надрезом (KCV) и ударных образцов с острым надрезом с заранее нанесенной усталостной трещиной (KCT) в интервале температур от -20 до -100°C . Испытания на ударный изгиб проводили на маятниковом копре ПСВ-30 по ГОСТ 9454.

Проведено исследование сопротивления зарождению, распространению трещины и трещиностойкости листового проката из трубных сталей. Испытания проводили при статическом изгибе образцов $10 \times 10 \times 55$ мм с острым надрезом и заранее созданной усталостной трещиной. Нагружение осуществляли на испытательной машине «Инстрон» со скоростью $0,2$ см/мин. В ходе испытаний записывали диаграмму в координатах нагрузка – стрела пластического прогиба, из которой рассчитывали разрушающее напряжение σ_p , предел общей текучести $\sigma_{от}$, стрелу пластического прогиба $f_{пл}$, и работу зарождения трещины A_3 . По результатам испытаний образцов с заранее созданной трещиной определяли величину критического раскрытия трещины СОД и работу распространения трещины A_p .

Определение температурной зависимости внутреннего трения проводили на релаксаторе типа «обратный крутильный маятник» при частоте колебаний 1 Гц. Образец для испытаний имел квадратное сечение 1×1 мм и длину рабочей части 70 мм.

Для оценки уровня локальных микронапряжений в структуре был использован чувствительный метод – измерение релаксационного эффекта $\Delta\sigma_p$, который отражает степень перехода упругой деформации в пластическую. Релаксационный эффект определяли по величине падения напряжения с течением времени после нагружения до заданного уровня приложенной нагрузки $\Delta\sigma = \sigma_0 - \sigma_t$ (рис. 1).

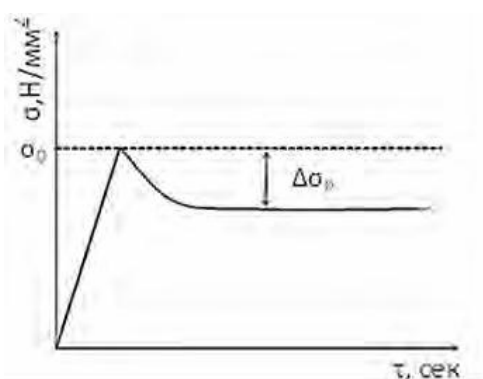


Рисунок 1 – Схема определения релаксационного эффекта

Исследование тонкой структуры осуществлялось методом просвечивающей электронной микроскопии путем дифракции тонких фольг на приборе JEM200-CX.

Также в работе был использован метод рентгеноструктурного анализа. В качестве объектов исследования использовали образцы (цилиндры $d 6 \times h 10$ мм), вырезанные из четверти толщины листов в поперечном сечении. Для исследования эффекта деформационного старения образцы подвергали деформации на сжатие, после чего применяли термообработку при 200°C , 1 час. Шлифы травили в растворе царской водки на глубину не менее $0,2$ мм с целью удаления поверхностного наклёпанного слоя, образовавшегося в результате их изготовления. Рентгеносъемки участков поверхности шлифов проводили на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3. Рентгенографирование проводили в Fe-излучении с записью дифрактограмм интерференционных линий $(110, 220)$ в интервале углов Вульфа-Бреггов $2\theta 56-57^{\circ}; 145-147^{\circ}$.

Плотность дислокаций ρ определяли по ширине дифракционной линии из соотношения:

$$\frac{\beta}{b} = \frac{2\theta}{\lambda} \quad (1)$$

где β – ширина дифракционной линии $(220)^2$, исправленная на геометрию съемки;
 $b = 2,86 \times 10^{-10}$ м – параметр ОЦК – решетки;
 θ – угол отражения Вульфа-Бреггов.

Величину микроискажений кристаллической решётки —определяли по формуле:

$$\epsilon = \frac{\Delta d}{d} \quad (2)$$

Объемную долю остаточного аустенита оценивали методом внутреннего стандарта, исходя из соотношения интегральных интенсивностей линии $(110)_\alpha$ -фазы и $(111)_\gamma$ -фазы по формуле [3]:

$$Q_\gamma = \frac{1}{(1 + k I_{(110)\alpha} / I_{(111)\gamma})} \quad (3)$$

где $I_{(110)\alpha}$ – интегральная интенсивность линии $(110)_\alpha$ α -фазы;

$I_{(111)\gamma}$ – интегральная интенсивность линии $(111)_\gamma$ γ -фазы;

k – коэффициент, рассчитанный на основании теоретической дифрактограммы (для выбранных пар линий и используемого Fe-излучения $k=0,72$)

Результаты экспериментов и их обсуждение

Структура, механические свойства и сопротивление разрушению проката из трубных сталей в исходном состоянии

Исследование микроструктуры

Образец, изготовленный из металла проката К56, имеет феррито-перлитную структуру, характерную для металла контролируемой прокатки. Ферритные зерна деформированные, вытянутые в направлении прокатки, имеют небольшой размер, соответствующий номеру 11-12. Микроструктура металла обладает выраженной полосчатостью, составляющей 3 балла.

Микроструктура листа класса прочности К65 практически полностью бейнитная. Присутствует небольшая доля мелкозернистого феррита в количестве до 10 %. Микроструктура достаточно однородная, мелкозернистая (номер зерна - 13-14). Элементы структуры деформированы в направлении развития деформации при прокатке. Результаты исследований структурного состояния методом оптической микроскопии представлены в таблице 2 и на рисунке 2.

Таблица 2 – Оценка микроструктуры образцов

Маркировка	Микроструктура	Величина зерна, номер ГОСТ 5639	Полосчатость, балл ГОСТ 5640
К56	(Фп + Фкп) (75-80)%+ П (25-20)%	11-12	3
К65	Фп (5-10)% + (Б + Фи) (95-90)%	13-14	1

Условные обозначения: Фп – феррит полигональный; Фкп – феррит квазиполигональный; Фи – феррит игольчатый; Б – бейнит; П -перлит

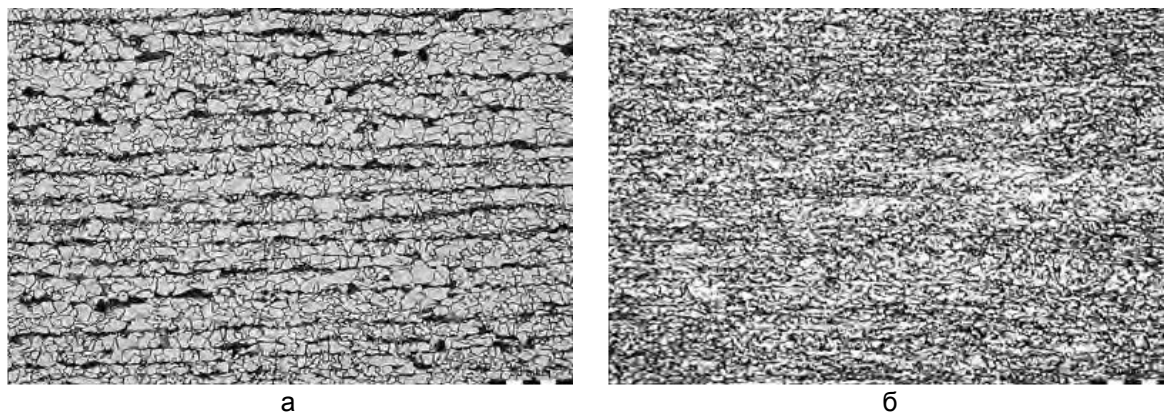


Рисунок 2 – Микроструктура трубных сталей различных категорий прочности, х 200 а – K56; б – K65

Определение комплекса стандартных механических свойств

Проведено исследование механических свойств листового проката различных категорий прочности. Результаты испытания на растяжение представлены в таблице 3.

Таблица 3 – Механические свойства исследуемых сталей

Класс прочности	σ_B	$\sigma_T(\sigma_{0,2})$	$\sigma_{0,2} / \sigma_B$	δ
	Н/мм ²		-	%
K56	614	531	0,86	22
K65	722	619	0,86	21

Анализ результатов испытаний образцов металла листового проката показал, что механические свойства листового проката отвечают предъявляемым требованиям к листовому прокату соответствующих категорий прочности по уровню прочности, пластичности

Оценка параметров сопротивления разрушению и хладостойкости трубных сталей

Сравнение температурной зависимости ударной вязкости на образцах KCV и КСТ позволяет вычлнить долю работы зарождения и долю работы распространения трещины при ударе в общей удельной энергии разрушения в зависимости от температуры испытания образцов. На рисунке 3 приведены температурные зависимости ударной вязкости KCV и КСТ.

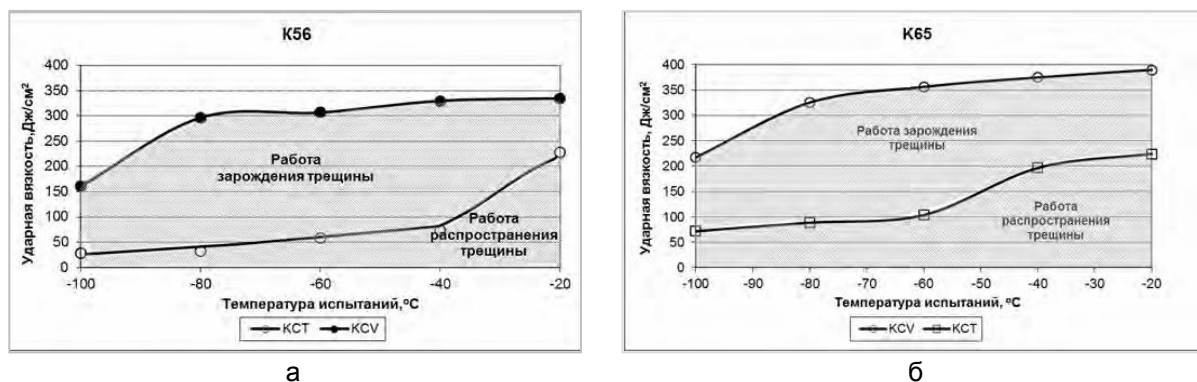


Рисунок 3 – Температурная зависимость ударной вязкости металла листового проката разных категорий прочности на образцах с острым надрезом (KCV) и образцах с заранее нанесенной усталостной трещиной (КСТ): а – K56; б – K65

Из рисунка видно, что образцы обладают неодинаковым уровнем энергоемкости. Как видно из рисунков, основную долю в энергии разрушения составляет работа зарождения трещины, что наиболее ярко выражено в стали К56.

Сравнение видов температурных зависимостей ударной вязкости, полученных на образцах KCV и КСТ, показало, что металл К65 характеризуется более высоким уровнем энергоемкости – общая работа разрушения составляет 200-380 Дж/см² и имеет более высокую работу распространения трещины металл К65 (150-300 Дж/см²) по сравнению с металлом категории прочности К56, особенно это проявляется при понижении температуры испытаний.

Исследование температурной зависимости доли вязкой составляющей образцов с острым надрезом не выявило значительной разницы в сопротивлении разрушению металла исследуемых сталей, что связано с практически полностью вязким характером разрушения, сохраняемым вплоть до температуры испытаний -80°C (рис. 4).

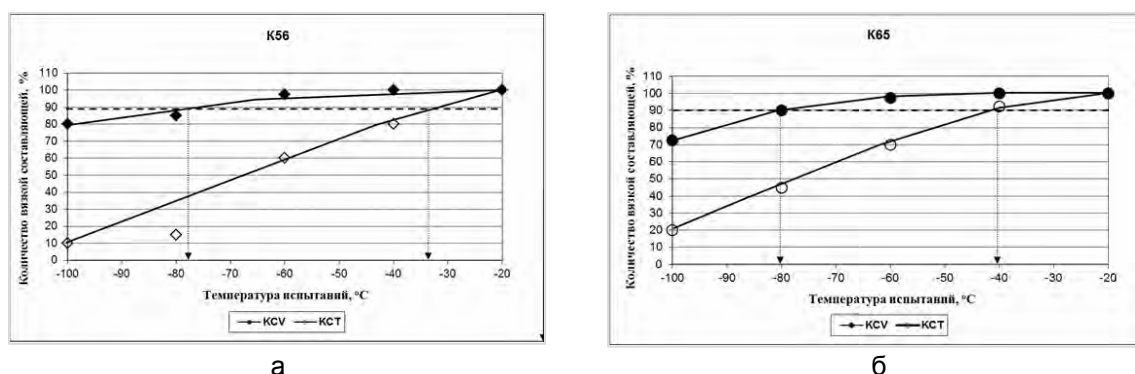


Рисунок 4 – Температурная зависимость доли вязкой составляющей для трубных сталей различной категории прочности: а – К56; б – К65

При сравнении порога хладноломкости, определенного по испытаниям образцов KCV и КСТ, отмечается существенное повышение порога для образцов с трещиной (сдвиг на 30-40°C) в обеих исследуемых сталях.

Определение трещиностойкости исследуемых сталей при испытании на статический изгиб при комнатной температуре

Оценка трещиностойкости при испытании на статический изгиб при комнатной температуре образцов с острым надрезом и заранее нанесенной трещиной (табл. 4, 5) показала существенно различные результаты для двух исследуемых сталей. Значения работы зарождения и распространения трещины у образца из стали К65 значительно выше, чем у образца стали К56.

Таблица 4 – Результаты испытаний образцов с острым надрезом

Класс прочности	Разрушающее напряжение, σ_p , МПа	Предел общей текучести, $\sigma_{от}$, МПа	Стрела пластического прогиба, $f_{пл}$, мм	Работа зарождения трещины, A_p , Дж/см ²
K56	1293	794	5,2	90
K65	1942	1382	5,2	111,5

Таблица 5 – Результаты испытаний образцов с острым надрезом с заранее нанесенной трещиной

Класс прочности	Разрушающее напряжение, σ_p , МПа	Предел общей текучести, $\sigma_{от}$, МПа	Стрела пластического прогиба, $f_{пл}$, мм	Работа распространения трещины, A_p , Дж/см ²	COD, мм
K56	1050	720	3	155	0,9
K65	2015	1503	3,4	228	1,06

О физической природе влияния структурного состояния трубных сталей разного класса прочности на сопротивление хрупкому разрушению (хладноломкость)

Известно, что переход железа и его сплавов в хрупкое состояние зависит от реальной структуры, определяющей степень локализации пластической деформации и, как следствие этого, уровень локальных «пиков» напряжений под нагрузкой. Локальные напряжения в структуре стали могут значительно превосходить средние напряжения, что приводит к зарождению и распространению хрупких трещин. В связи с этим, для понимания природы разной хладостойкости трубных сталей важно оценить величину локальных микронапряжений в металле под нагрузкой.

Одним из методов, позволяющих оценить уровень локальных микронапряжений при нагружении металла, являются испытания на релаксацию напряжений. Сущность таких испытаний сводится к нагружению образца в пределах макроупругой или пластической области до заданного напряжения и измерению падения напряжения после прекращения активного нагружения. Падение приложенного напряжения является следствием перехода упругой деформации в микропластическую. При этом, чем больше неоднородность пластической деформации, тем выше уровень локальных микронапряжений, возникающих под нагрузкой.

В связи с этим, склонность к релаксации напряжений отражает степень неравномерности распределения упругой энергии в металле под нагрузкой и может служить качественной характеристикой неоднородности внутренних микронапряжений, возникающих при нагружении металла.

С повышением уровня приложенной нагрузки величина релаксационного эффекта возрастает для всех исследованных сталей, что вероятно является следствием повышения уровня локальных внутренних напряжений при более высоких приложенных нагрузках. Можно полагать, что более высокий уровень релаксационного эффекта в стали K56 обусловлен высоким уровнем локальных «пиков» напряжений, связанных с повышенной неоднородностью структуры в этой стали (рис. 5).

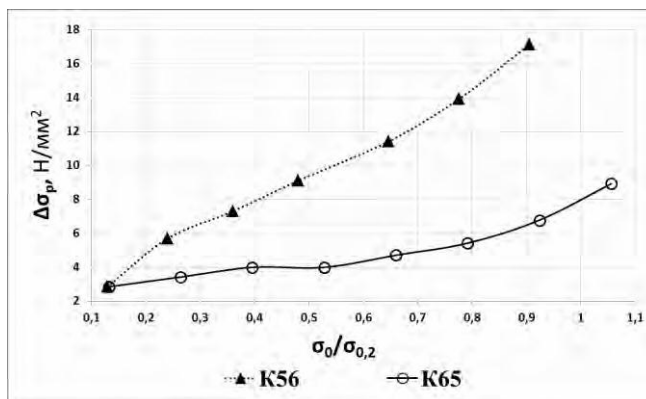


Рисунок 5 – Зависимость релаксационного эффекта $\Delta\sigma_r$ от уровня приложенного напряжения для трубных сталей различного класса прочности (K56, K65)

Как было показано ранее, структура стали K65 отличается более мелким зерном и отсутствием полосчатости. Релаксация напряжений при нагружении металла в макроупругой области при комнатной температуре происходит за счет протекания микропластической деформации в местах действия локальных внутренних напряжений, значительно превышающих средний уровень. Эта деформация может протекать как в ходе нагружения, так и после его прекращения.

Релаксация после прекращения нагружения протекает за счет перераспределения дислокаций в области локальных напряжений, что приводит к их разрядке. Чем выше уровень локальных напряжений при достижении заданного уровня приложенного напряжения, тем больше величина релаксационного эффекта.

Из полученных результатов следует, что, несмотря на близкие значения ударной вязкости в вязкой области более высокое сопротивление хрупкому разрушению

(хладостойкость) стали К65 обусловлено пониженным уровнем локальных внутренних напряжений, возникающих в ходе нагружения, вследствие более однородной и мелкозернистой структуры.

Исследование влияния деформационного старения на структурное состояние, комплекс механических свойств и сопротивление разрушению трубных сталей класса прочности К56 и К65

Влияние деформационного старения на комплекс механических свойств

Деформационное старение - самопроизвольное необратимое изменение свойств, происходящее во времени в сталях, подвергавшихся пластической деформации. В результате деформационного старения железа на кривой растяжения появляется площадка текучести, растут предел текучести, предел прочности и твердость, повышается температура порога хладноломкости.

Явление деформационного старения железа связано с присутствием атомов углерода и азота в твердом растворе. Содержание атомов внедрения в стали и структурное состояние оказывают влияние на развитие процесса старения. Современные трубные стали, как правило, низкоуглеродистые с содержанием углерода и азота менее 0,10%. Такие стали должны обладать меньшей склонностью к старению, чем стали с большим содержанием углерода и азота. Однако по структурному состоянию современные трубные стали могут существенно отличаться от традиционных ферритно-перлитных сталей, что также может сказываться на склонности к старению.

Широко распространены представления, связывающие деформационное старение с образованием атмосфер Коттрелла вокруг свежих дислокаций, созданных в процессе деформации. Образование атмосфер Коттрелла затрудняет движение дислокаций, упрочняя и охрупчивая сталь.

Проведено сравнительное исследование влияния деформационного старения на изменение комплекса свойств трубных сталей различной категории прочности (К56, К65).

Для достижения этой цели проведена оценка комплекса свойств трубных сталей в состоянии поставки (исходное состояние) и после обработки, имитирующей деформационное старение (деформация 2 % и последующий нагрев при 200 °С в течение часа). Результаты исследований представлены в таблице 6.

Таблица 6 – Изменение механических свойств после деформационного старения

Класс прочности	σ_B		$\sigma_{0,2}$		$\sigma_{0,2}/\sigma_B$		δ	
	И.с.	Д.с.	И.с.	Д.с.	И.с.	Д.с.	И.с.	Д.с.
	Н/мм ²				-		%	
К56	614	624	531	534	0,86	0,86	22	19
К65	722	732	619	703	0,86	0,96	21	16

Из полученных данных следует, что деформационное старение приводит к повышению предела текучести. Особенно это ярко выражено в стали К65, где отмечается резкий рост значения отношения $\sigma_{0,2}/\sigma_B$, характеризующего способность материала к дальнейшему деформационному упрочнению. При этом в стали К56 величина данного параметра остается на прежнем уровне.

Относительное удлинение также изменяется неодинаково: резкое снижение этого параметра наблюдается в стали К65 – на 24 %, что еще раз подтверждает более высокую склонность сталей бейнитного типа к деформационному старению; в сталях с феррито-перлитной структурой разница между значениями относительного удлинения в состаренном и исходном состояниях существенно ниже и в листовом прокате класса прочности К56 составляет 14%.

Изучение изменения структурного состояния стали в результате деформационного старения методом внутреннего трения и релаксации напряжений трубных сталей

Внутреннее трение чувствительно к изменениям в структурном состоянии металла после холодной деформации. Данная характеристика отражает способность материала необратимо рассеивать энергию механических колебаний.

Для оценки внутреннего трения используется величина Q^{-1} , которая определяется выражением:

$$Q^{-1} = \frac{A_1}{A_2}, \quad [4]$$

где A_1 и A_2 – последовательные амплитуды колебаний.

В работе проводили изучение температурной зависимости внутреннего трения, позволяющей оценить процессы изменения концентрации свободных атомов внедрения и вклад деформационного упрочнения в формирование свойств. С помощью данного метода можно проследить за изменениями, возникающими в поведении дислокаций и их взаимодействии с атомами внедрения в ходе деформационного старения.

Протекание процессов старения отражают два пика, образующихся на кривой температурной зависимости внутреннего трения. Низкотемпературный пик Снука, наблюдающийся в районе температуры 40 °С, свидетельствует о наличии движения свободных атомов углерода и азота в поле напряжений. Чем больше концентрация атомов внедрения в твердом растворе, тем выше пик Снука. Пик Кестера (деформационный пик) появляется вблизи температур 200-250 °С и связан с определенным количеством дислокаций в исходном состоянии и образованием, движением свежих дислокаций, внесенных при пластической деформации.

Результаты измерений представлены на рисунках 6, 7.

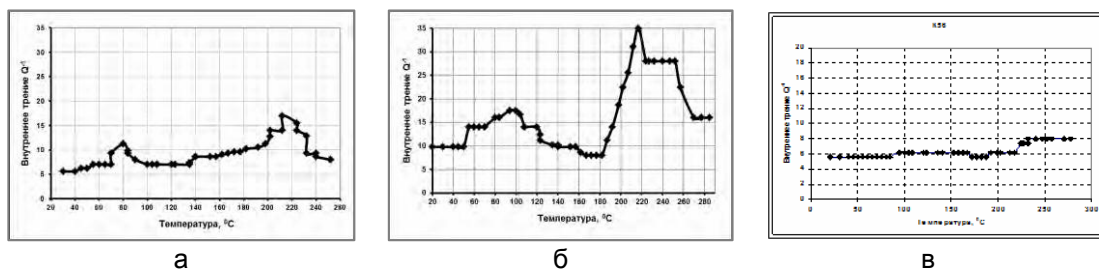


Рисунок 6 – Температурная зависимость внутреннего трения металла листового проката класса прочности K56 в разных состояниях:

а – состояние поставки; б – деформация 2%; в – деформация 2% + старение 200 °С

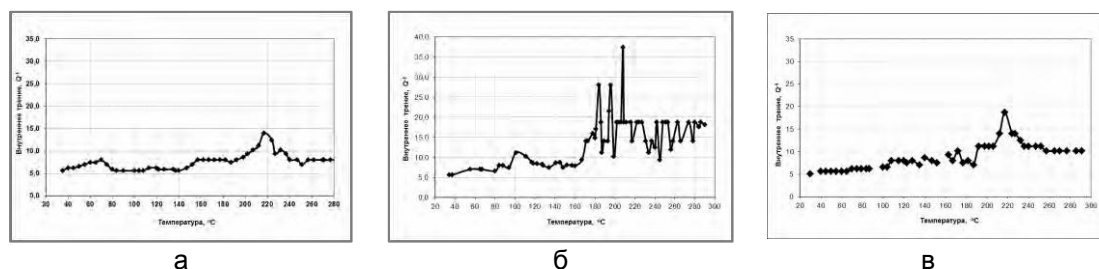


Рисунок 7 – Температурная зависимость внутреннего трения металла листового проката класса прочности K65 в разных состояниях:

а – состояние поставки; б – деформация 2%; в – деформация 2% + старение 200 °С

Результаты измерений показывают, что для исследованных сталей наблюдается оба пика: пик Снука и деформационный пик (Кестера).

В исходном состоянии все образцы характеризуются примерно одинаковыми значениями пика Снука ($\approx 11 \times 10^{-4}\%$), однако для стали K65 величина этого параметра чуть ниже и составляет $8 \times 10^{-4}\%$.

После приложенной деформации 2 % максимумы Снука и Кестера возрастают во всех сталях с разной интенсивностью.

Возрастание уровня пика Снука связано с увеличением количества свободных атомов внедрения, участвующих во взаимодействии с дислокациями, внесенными при пластической деформации. В исследуемых сталях пик Снука меняется неодинаково: в стали К56 увеличивается на 56 %; К65 - 44 %. Повышенная склонность к увеличению свободных атомов внедрения в поле напряжений в стали К56 связана, по-видимому, с более высоким процентным содержанием углерода в химическом составе (0,11%) по сравнению со сталью К65 (0,06 %). Одновременно с этим, повышенное содержание Nb в стали К65 ($\approx$ в 2 раза выше по сравнению со сталью К56: 0,06 % и 0,0029 % соответственно) способствует образованию большего числа карбидов и, соответственно, меньшему количеству атомов углерода в твердом растворе.

Увеличение пика Кестера свидетельствует о протекании процесса деформационного старения, его высота увеличивается с внесением свежих дислокаций при росте деформационного воздействия. Изменение деформационного пика после холодной пластической деформации в исследуемых сталях также происходит по-разному: в листовом прокате класса прочности К56 увеличивается на 106 %; К65-168%. Т.е. в стали бейнитного типа с более высокой плотностью дислокации высота деформационного максимума увеличивается более, чем в 2 раза.

После старения продолжительностью 1 час при температуре 200 °С на кривой температурной зависимости внутреннего трения оба пика исчезают, что является следствием взаимодействия атомов внедрения с дислокациями, возникающими при деформации, что приводит к снижению их подвижности.

Одним из наиболее чувствительных методов к измерению уровня локальных микронапряжений, возникающих, в том числе и при деформационном старении, является оценка релаксационного эффекта $\Delta\sigma_r$, который определяется по величине падения напряжения после нагружения до определенного уровня приложенной нагрузки.

В отличие от релаксации напряжений в упругой области, характеризующей локальные микронапряжения, возникающие при малых деформациях и отражающих процесс зарождения и распространения трещины при хрупком разрушении, оценку влияния деформационного старения на релаксационный эффект проводили в области пластической деформации с определением величины релаксационного эффекта в зависимости от степени пластической деформации. На рисунке 8 представлены результаты измерения релаксационного эффекта трубных сталей в исходном состоянии и после деформационного старения.

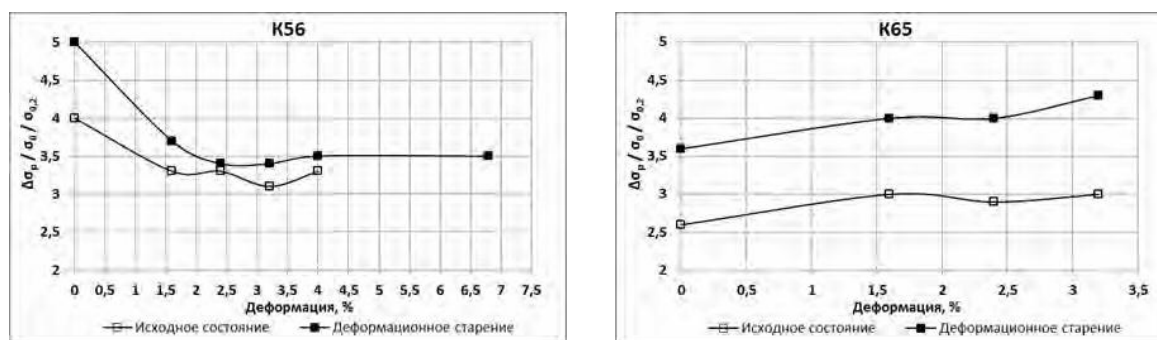


Рисунок 8 – Зависимость релаксационного эффекта от величины деформации при испытании на релаксацию напряжений в пластической области
 а – листовый прокат класса прочности К56;
 б – листовый прокат класса прочности К65

Из рисунков видно, что величина относительной величины релаксационного эффекта для исследованных сталей практически не зависит от степени пластической деформации. При этом величина релаксационного эффекта увеличивается в результате деформационного старения. В наибольшей степени увеличение релаксационного эффекта после деформационного старения наблюдается для стали К65, имеющей структуру бейнитного типа.

Более высокие значения релаксационного эффекта в стали, подвергнутой деформационному старению, свидетельствуют о возникновении в металле высоких локальных микронапряжений при деформации и их релаксации за счет протекания микропластической деформации.

Влияние деформационного старения на температурную зависимость ударной вязкости и хладостойкость (температуру вязко-хрупкого перехода)

Оценку ударной вязкости металла проводили по испытаниям на ударный изгиб образцов с острым надрезом (KCV) и ударных образцов с острым надрезом с нанесенной усталостной трещиной (KCT) в интервале температур от -20 до -100°C . Исследованию подвергались образцы листового проката двух категорий прочности (K56, K65) в состоянии поставки и после проведения деформационного старения.

На рисунке 9 приведены температурные зависимости ударной вязкости образцов KCV и KCT в двух состояниях (построены по средним значениям) и доли вязкой составляющей в изломе ударных образцов.

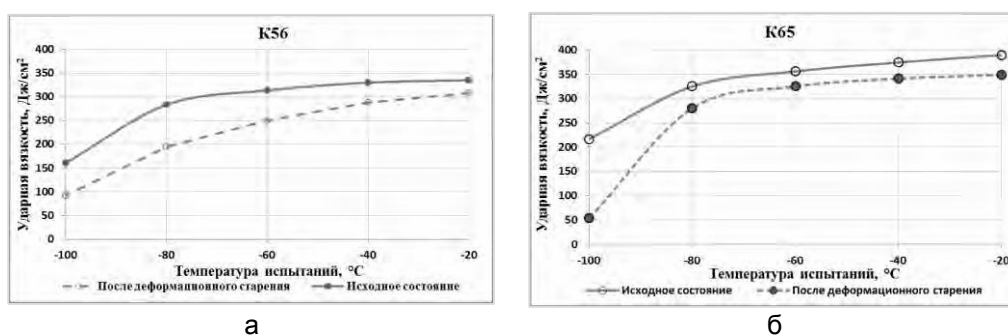


Рисунок 9 – Влияние деформационного старения на ударную вязкость трубных сталей разной категории прочности:
а – K56; б – K65

Как видно из рисунка, деформационное старение приводит к снижению общего уровня ударной вязкости в обеих трубных сталях. Однако при этом сохраняется достаточно высокий уровень ударной вязкости.

Для стали K56 эта разница наиболее ярко выражена. В стали K65 склонность к деформационному старению в большей степени проявляется в области перехода в хрупкое состояние.

Построены сериальные кривые зависимости доли вязкой составляющей от температуры испытаний для двух сталей (рис. 10).

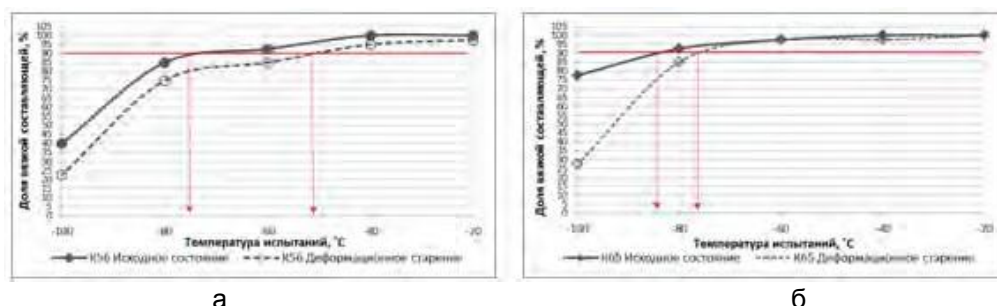


Рисунок 10 – Оценка влияния деформационного старения на долю вязкой составляющей образцов KCV трубных сталей разного класса прочности:
а – K56; б – K65

Можно заключить, что в исследованных сталях вследствие деформационного старения температура вязко-хрупкого перехода T_{90} повышается. Изменение данного показателя также происходит по-разному: изначально более высокая температура перехода в стали K56 по сравнению со сталью класса прочности K65 повышается на 24°C ; сталь K65, обладающая более высоким уровнем хладостойкости, слабо

реагирует на процесс деформационного старения – температура вязкого перехода повышается с -84°C до -76°C (на 8°C).

Проведена сравнительная оценка температурной зависимости ударной вязкости на образцах KCV и KCT исследуемых сталей в исходном состоянии и после деформационного старения. Дополнительное нанесение сериальной кривой после испытания образцов типа KCT позволяет вычлнить долю работы зарождения и долю работы распространения трещины при ударе в общей удельной энергии разрушения в зависимости от температуры испытания образцов. Полученные результаты представлены на рисунках 11, 12.

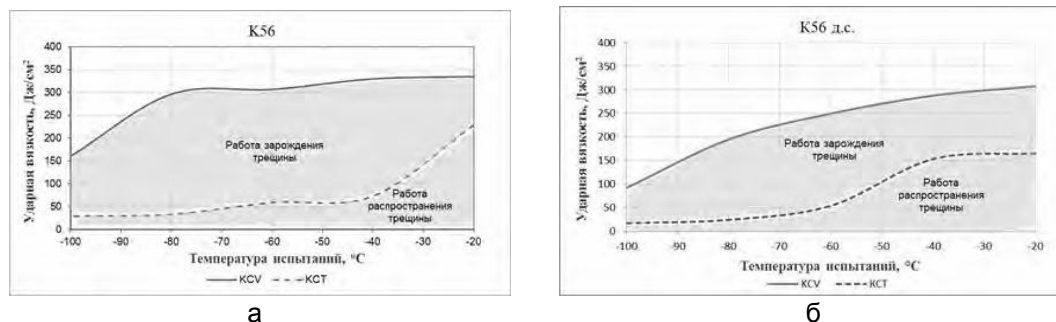


Рисунок 11 – Температурная зависимость ударной вязкости на образцах KCV и KCT металла листового проката категории прочности K56:
а – в исходном состоянии; б – после деформационного старения

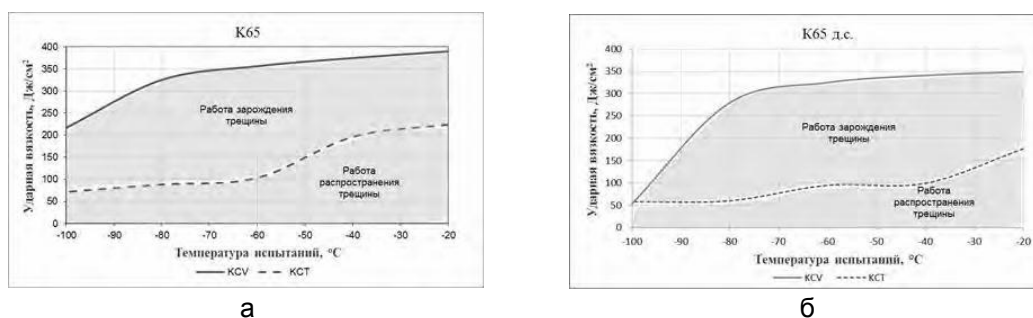


Рисунок 12 – Температурная зависимость ударной вязкости на образцах KCV и KCT металла листового проката категории прочности K65:
а – в исходном состоянии; б – после деформационного старения

Из графиков видно, что в стали феррито-перлитного класса в результате деформационного старения при всех температурах испытаний происходит уменьшение работы зарождения трещины (рис. 13). Деформационное старение практически не оказывает влияния на работу распространения трещины феррито-перлитной стали. Для стали со структурой бейнита деформационное старение снижает работу распространения трещины, а работу ее зарождения существенно снижает только в области температур перехода в хрупкое состояние ($-80^{\circ}\text{C} \div -100^{\circ}\text{C}$).

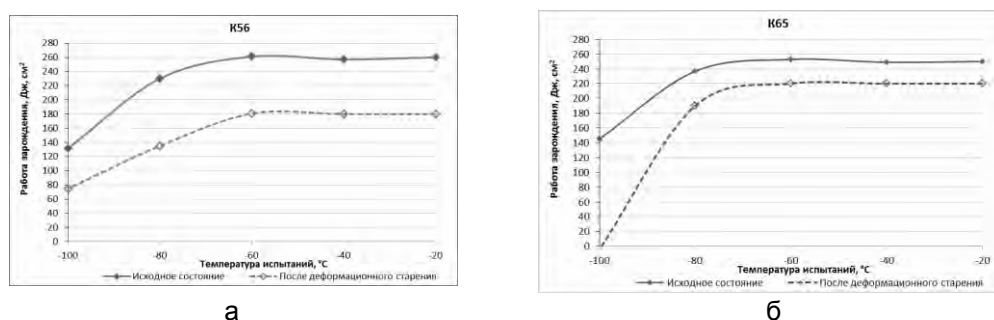


Рисунок 13 – Изменение величины работы зарождения трещины в результате деформационного старения в листовом прокате разных классов прочности:
а – K56; б – K65

Таким образом, деформационное старение приводит к снижению общей работы, затраченной на разрушение, повышению температуры вязко-хрупкого перехода в обеих сталях. Этот эффект наиболее ярко выражен в стали феррито-перлитного класса, что, по-видимому, связано с неоднородностью структуры. Однако в стали К65 влияние деформационного старения отмечено в области низких температур, где разница между значениями ударной вязкости в исходном и состаренном состояниях составляет 75 % (в стали К56 - 33%) при температуре испытаний -100°C . Также наблюдается падение значений работы зарождения трещины, в особенности для стали К65, в которой при -100°C работа зарождения трещины стремится к нулю.

Влияние деформационного старения на параметры трещиностойкости

Была оценена трещиностойкость исследуемых сталей при испытании на статический изгиб образцов листового проката класса прочности К56 и К65 с острым надрезом (КСV) и образцов с острым надрезом с заранее нанесенной трещиной (КСТ) при комнатной температуре.

Характеристики трещиностойкости определяли, исходя из полученной при испытании записи диаграммы нагрузка-прогиб при скорости нагружения 0,2 см/мин. Результаты испытаний приведены в таблицах 7, 8.

Из полученных данных следует, что наибольшие прочностные свойства (разрушающее напряжение и напряжение общей текучести) наблюдаются для стали К65.

В результате протекания деформационного старения в обеих сталях отмечается увеличение предела текучести по сравнению с исходным состоянием: сталь К56 активнее реагирует на этот процесс – характеризуется наиболее высоким приростом предела текучести – на 40%; в стали К65 – на 8 %. Разрушающее напряжение, вследствие термомеханической обработки, изменяется по-разному: в стали К56 происходит увеличение значений этого параметра, в стали К65, наоборот, наблюдается снижение.

Обе стали, обладая в исходном состоянии близкими характеристиками пластичности (стрелы пластического прогиба), как при испытаниях образцов без трещины, так и с заранее нанесенной трещиной, в состаренном состоянии показывают неодинаковое снижение данного параметра: в стали К56 – на 33 %, в К65 в большей степени – на 52%.

Таблица 7 – Результаты испытаний на статический изгиб образцов листового проката класса прочности К56, К65 в исходном состоянии и после деформационного старения

Класс прочности	Состояние	Разрушающее напряжение, σ_p , Н/мм ²	Предел общей текучести, $\sigma_{от}$, Н/мм ²	Стрела пластического прогиба, $f_{пл}$, мм	Работа зарождения трещины, A_z , Дж/см ²	Суммарная работа, A_{Σ} , Дж/см ²
К56	Исходное	1293	794	5,2	90	245
	После д.с.	1483	1117	3,5	62	190
К65	Исходное	1942	1382	5,2	111,5	339,5
	После д.с.	1726	1497	2,5	56	227

Таблица 8 – Результаты испытаний на статический изгиб образцов листового проката класса прочности К56, К65 с заранее нанесенной трещиной в исходном состоянии и после деформационного старения

Класс прочности	Состояние	Разрушающее напряжение, σ_p , Н/мм ²	Предел общей текучести, $\sigma_{от}$, Н/мм ²	Стрела пластического прогиба, $f_{пл}$, мм	Работа распространения трещины, A_p , Дж/см ²	CO D
К56	Исходное	1050	720	3	155	0,9
	После д.с.	1324	1066	1,8	128	0,53
К65	Исходное	2015	1503	3,4	228	1,06
	После д.с.	1815	1655	1,2	171	0,36

Таким образом, несмотря на меньший прирост предела общей текучести в стали К65 в результате деформационного старения, снижение пластичности в ней, наоборот, существенно выше, как при испытании образцов с надрезом без трещины, так и с заранее нанесенной трещиной.

При статических испытаниях на изгиб выявлено уменьшение общей работы разрушения после деформационного старения. В обеих сталях происходит снижение доли работы зарождения трещины и работы распространения трещины. При этом уменьшение работы зарождения и распространения трещины в результате деформационного старения в стали с бейнитной структурой существенно больше, чем в стали с феррито-перлитной структурой. Так, если в стали К56 снижение работы зарождения трещины составляет 31 %, а работы распространения - 17 %, то для стали К65 эти значения равны 50 % и 25 %, соответственно.

Величина критического раскрытия трещины (СОД) также уменьшается в результате деформационного старения. Это уменьшение для стали К65 существенно больше, чем для стали К56-66 % против 41 %.

Таким образом, деформационное старение стали со структурой бейнита в значительно большей степени снижает сопротивление зарождению и распространению трещины при статических испытаниях, чем стали с феррито-перлитной структурой.

Отличие влияния деформационного старения на свойства сталей с разным структурным состоянием проиллюстрировано на рисунке 14, на котором изображены диаграммы, полученные путем записи кривых напряжение – стрела пластического прогиба при испытании на статический изгиб.

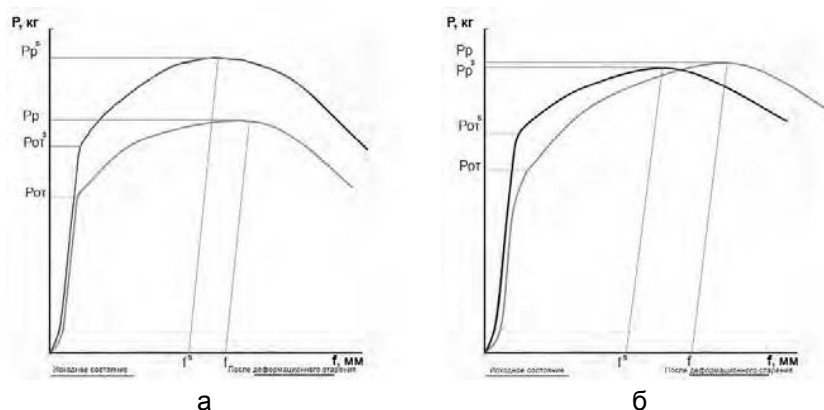


Рисунок 14 – Схема видоизменения кривой нагрузка - прогиб после деформационного старения при испытаниях на статический изгиб в стали К56 (а) и К65 (б)

Как видно из рисунков, в металле листового проката К56 с феррито-перлитной структурой после деформационного старения происходит увеличение как разрушающего напряжения, так и предела общей текучести, за счет этого отношение $\sigma_{0.2}/\sigma_b$ изменяется незначительно. В стали К65 со структурой бейнитного типа в результате деформационного старения происходит снижение разрушающего напряжения при одновременном возрастании предела текучести, что уменьшает способность к деформированию. При этом стадия деформационного упрочнения металла стали К65 резко уменьшается (отношение $\sigma_{от}/\sigma_p$ стремится к 1), что фактически приводит к снижению надежности материала.

Исследование влияния деформационного старения на тонкую структуру образцов листового проката методом просвечивающей электронной микроскопии

Проведено исследование тонкой структуры металла листового проката разных категорий прочности (К56, К65) с помощью метода просвечивающей электронной микроскопии.

В результате проведенного исследования выявлено, что основную объемную долю в структуре образца листового проката класса прочности К65 занимает

структура, которую можно идентифицировать как бейнитный феррит или верхний безуглеродистый бейнит. Она представляет собой структуру с выраженной блочностью и умеренной (не низкой) плотностью дислокаций (рис. 15 а).

Форма блоков зерен, как правило, умеренно вытянутая, по-видимому, в направлении развития деформации при прокатке.

Помимо безуглеродистого бейнита, местами обнаруживаются отдельные равноосные ферритные зёрна (или небольшие группы зёрен), имеющие невысокую плотность дислокаций (рис. 15 б).

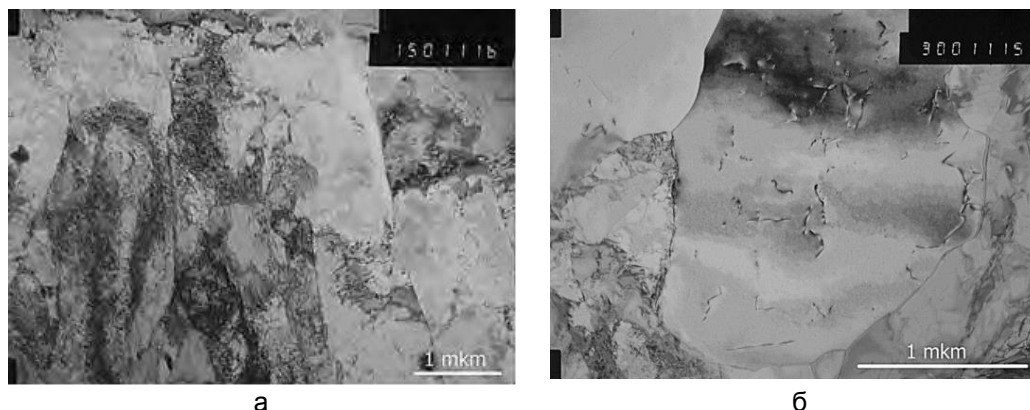


Рисунок 15 – Вид бейнитного феррита (верхнего бейнита) (х 15000) (а) и полигонального феррита (х 30000) (б) в структуре листового проката класса прочности К65 в исходном состоянии (светлое поле)

Величина таких элементов структуры мала и составляет, приблизительно, 2-4 мкм. Объёмная доля зёрен равноосного феррита невысока (оценочно ~ 5-10%).

Также небольшую объёмную долю (оценочно ~ 3-5%) занимают зоны, обогащённые углеродом. Это "островки" М/А (мартенсит-аустенитная фаза), содержащие высокоуглеродистый высокодислокационный частично двойникованный мартенсит (рис. 16). Дифракционная картина (рисунок 16 б) полностью соответствует дифрактограмме от двойникового кубического кристалла, плоскость двойникования (211).

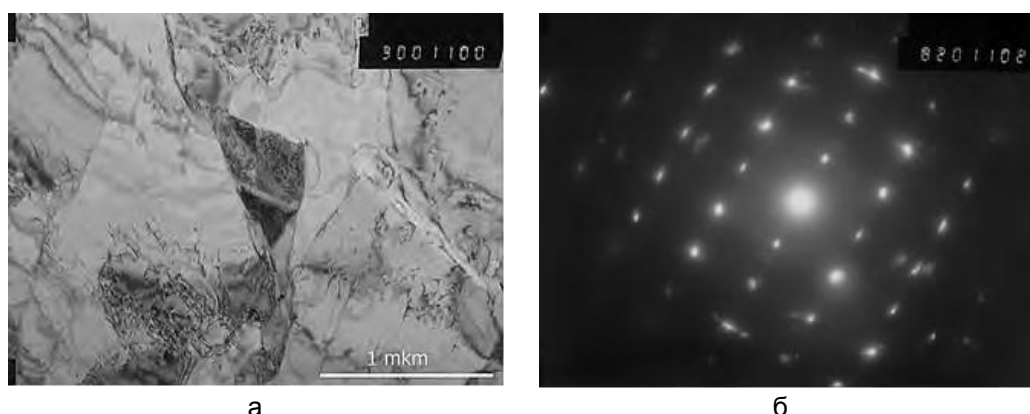


Рисунок 16 – Вид «островка» М/А в структуре листового проката класса прочности К65 в исходном состоянии, х 30000
а – светлое поле; б – дифракционная картина

В среде безуглеродистого бейнита наблюдаются аустенитные фрагменты, иногда – единичные, иногда – располагающиеся по несколько поблизости друг от друга (рисунок 17). В последнем случае они имеют, как правило, одну ориентировку и являются, очевидно, фрагментами одного исходного аустенитного зерна.

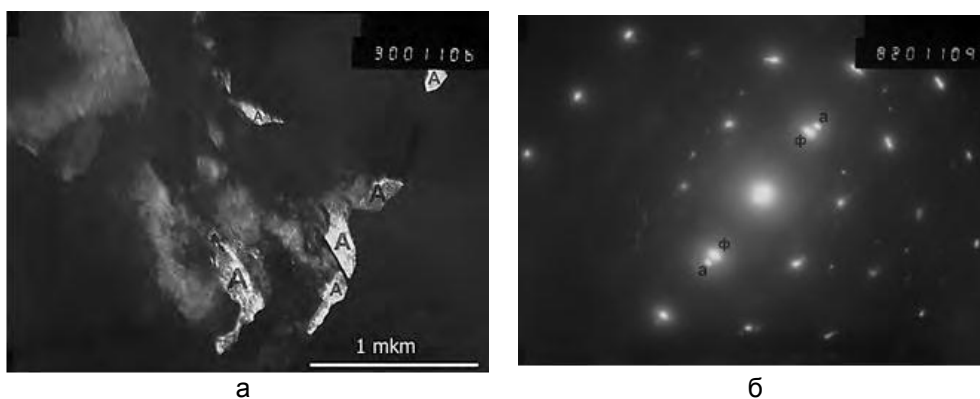


Рисунок 17 – Скопления аустенитных фрагментов в структуре листового проката класса прочности K65 в исходном состоянии, х 30000

а – темное поле в рефлексе аустенита; б – дифракционная картина

Проведено исследование образца листового проката класса прочности K65 после деформационного старения

На рисунке 18 а показан общий вид матричной структуры (безуглеродистый бейнит). Каких-либо видимых значимых отличий в изменении плотности дислокаций в теле феррита по сравнению со структурой в исходном состоянии не обнаружено.

Зерна малодислокационного феррита также не претерпевают изменений после деформационного старения: увеличения плотности дислокаций и выделения наночастиц не выявлено (рис. 18б).

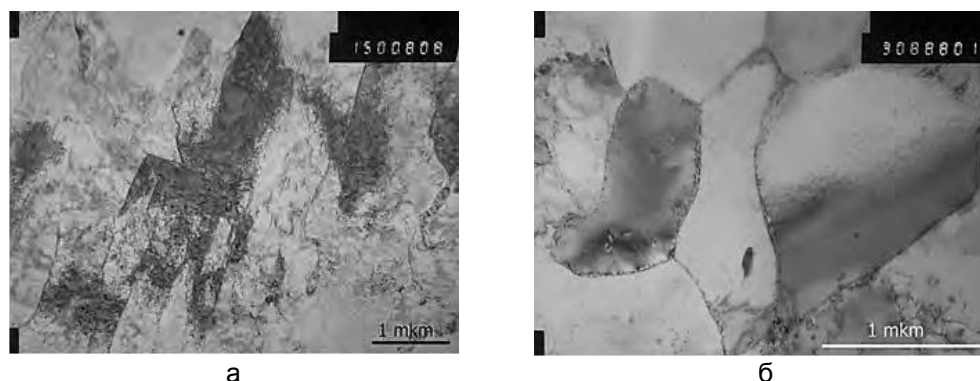


Рисунок 18 – Структура листового проката класса прочности K65 после деформационного старения

а – общий вид матрицы (бейнит), светлое поле, х 15000;

б – участок с зернами малодислокационного феррита светлое поле, х 30000

На рисунке 19 приведены изображения остаточного аустенита в структуре исследуемой стали.

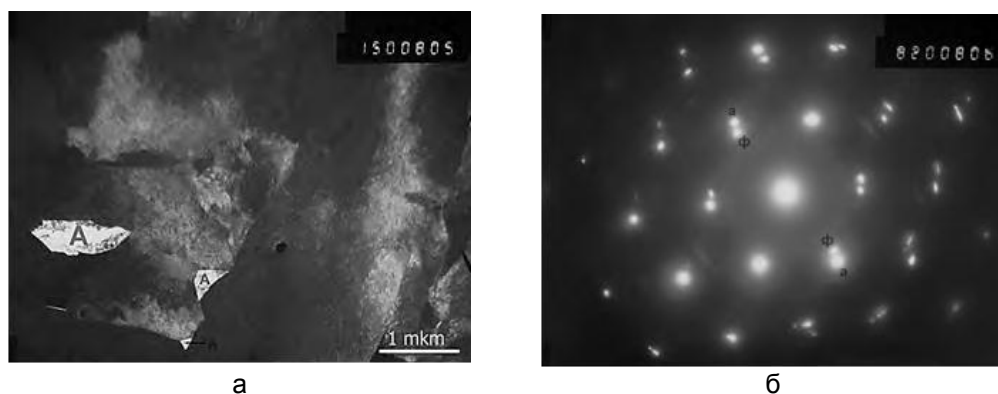


Рисунок 19 – Фрагменты аустенита в структуре листового проката класса прочности K65 после деформационного старения, х 15000

а – темное поле в рефлексе аустенита; б – дифракционная картина

Таким образом, каких-либо отличий структурного состояния данного образца по сравнению с образцом в исходном состоянии обнаружено не было, за исключением полного отсутствия М/А "островков" и уменьшения количества остаточного аустенита.

В образце листового проката класса прочности К56 основной структурной составляющей является феррит, по большинству признаков – равноосной формы зёрен и гладким границам – соответствующий типичному полиэдрическому ферриту, но характеризующийся несколько большей плотностью дислокаций (рисунок 20 а).

Блочность у описываемого феррита выражена слабо. Размер зёрен – от нескольких микрон до более 10 мкм.

Наблюдаются также два типа цементитосодержащих областей.

Перлитные области, в которых цементитные пластины прямые или слабо изогнутые, расположены примерно параллельно и эквидистантно друг относительно друга (рис. 20 б).

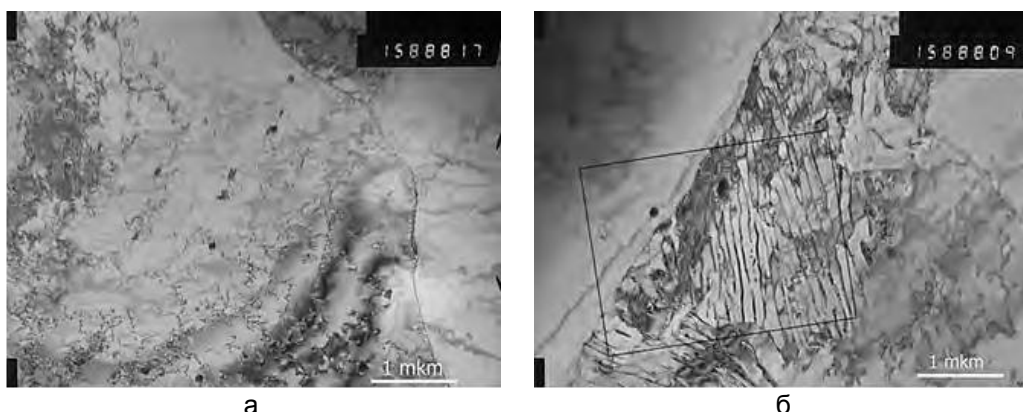


Рисунок 20 – Структура листового проката класса прочности К56 в исходном состоянии, светлое поле, $\times 15000$
а – вид феррита; б – вид перлита

Типичная толщина цементитных пластин – ~ 20 -40 нм. Феррит в составе перлита относительно малодислокационный.

Наблюдаются области, занятые вырожденным перлитом. Цементит в таких областях может иметь вид пластин, расположенных неупорядоченно (вытянутых в разные стороны), либо, чаще, иметь неправильную форму и разные ориентировки в пределах одной зоны вырожденного перлита (рис. 21).

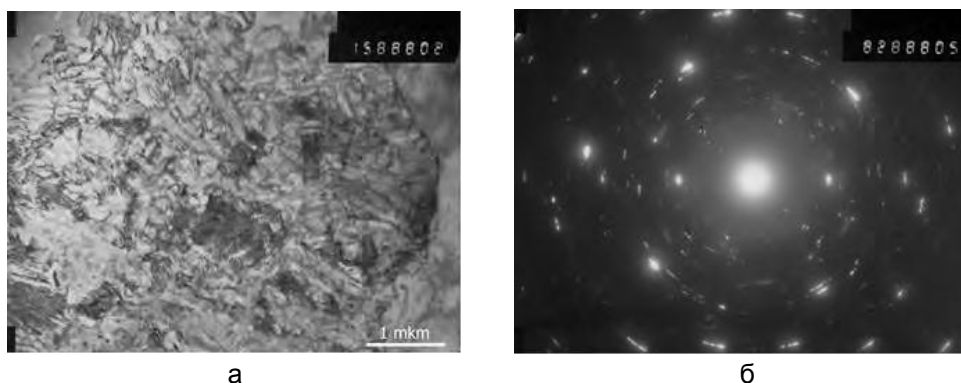


Рисунок 21 – Вид вырожденного перлита в структуре листового проката класса прочности К56 в исходном состоянии
а – светлое поле $\times 15000$; б – дифракционная картина

Тело ферритного зерна в составе вырожденного перлита имеет повышенную плотность дислокаций по сравнению с ферритом в составе перлита. Области, как перлита, так и вырожденного перлита могут иметь разные размеры: от нескольких микрон до более 10 мкм. Таким образом, предельные размеры таких зон

затруднительно оценить электронномикроскопически. Доли перлита и вырожденного перлита примерно сопоставимы. В совокупности они занимают, оценочно, приблизительно 10-20% образца. В образце листового проката класса прочности K56 после деформационного старения каких-либо отличий структурного состояния этого образца по сравнению с образцом в исходном состоянии обнаружено не было. На рисунке 22 представлен общий вид ферритной матричной структуры.

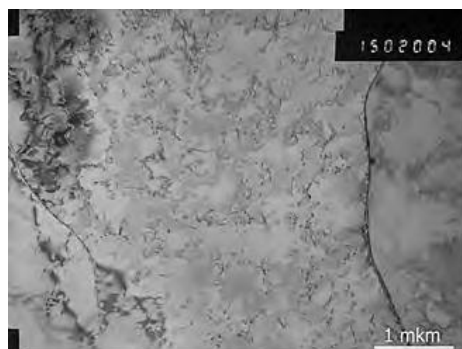


Рисунок 22 – Вид феррита в образце листового проката класса прочности K56 после деформационного старения, светлое поле, $\times 15000$

Видно, что структура ферритных зерен не претерпела изменений под воздействием деформации и старения в образце листового проката класса прочности K56. Полиэдрический феррит отличается такой же высокой плотностью дислокаций, как и в исходном состоянии. Каких-либо выделений, образовавшихся в теле зерен или по их границам, не выявлено.

Видимых отличий в морфологии перлита, вырожденного перлита в стали K56 по сравнению с исходным состоянием также не обнаружено, рисунок 23.

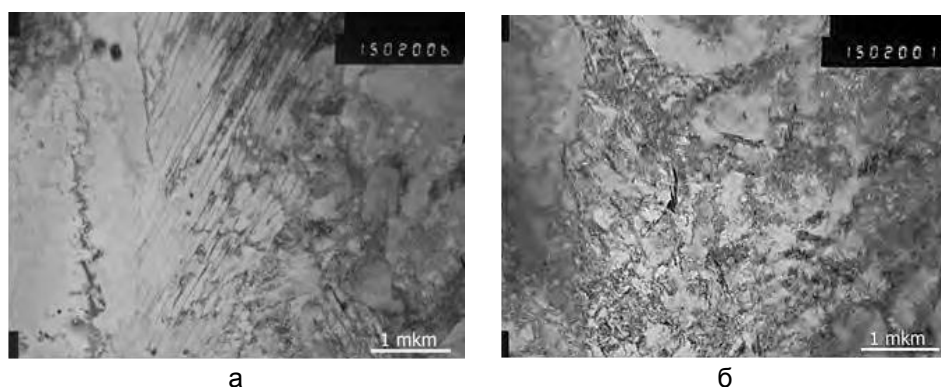


Рисунок 23 – Области перлита (а) и вырожденного перлита (б) в образце листового проката класса прочности K56 после деформационного старения, светлое поле, $\times 15000$

Для подтверждения факта исчезновения М/А – фазы в результате деформационного старения в листовом прокате класса прочности K65 с бейнитной структурой дополнительно провели оценку микроструктуры методом оптической микроскопии, используя специальный способ травления. Для исследования отобраны образцы K65 в исходном состоянии и после деформационного старения.

Изучение микроструктуры проводили на шлифах, вырезанных вдоль направления прокатки, после цветного травления в специальном реактиве Лепера, позволяющем выявить и оценить объемную долю островков М/А – фазы в матрице. Реактив получали путем смешивания двух компонентов в соотношении 1:1 непосредственно перед травлением: 4%-ого раствора пикриновой кислоты в спирте и 1%-ого водного раствора метабисульфита натрия ($\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$).

Результаты металлографического анализа приведены на рисунке 24.

На полученных изображениях микроструктуры М/А – фаза окрашивается белым цветом.

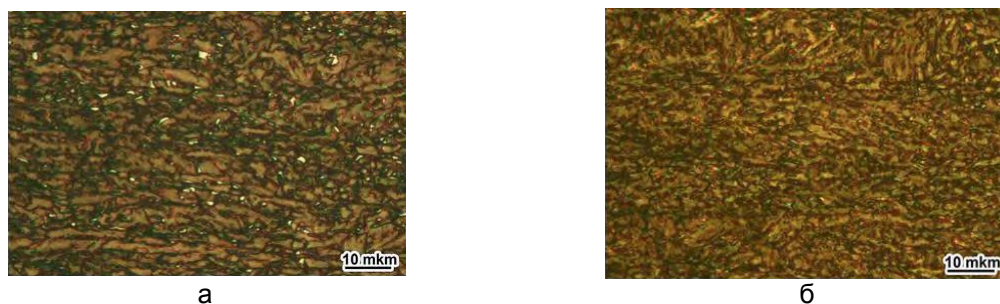


Рисунок 24 – Микроструктура листового проката класса прочности К65 в исходном состоянии (а) и после деформационного старения (б), $\times 800$

Как видно из рисунка, в структуре стали К65 присутствуют островки предположительно М/А- фазы. Объемная доля этих фаз в структуре невысока и составляет приблизительно 2-5 %. Величина обнаруженных островков достаточно мала - 2 мкм.

После деформационного старения отмечается полное отсутствие вышеуказанных элементов структуры.

Исследование влияния деформации и старения на структурное состояние трубных сталей методом рентгеноструктурного анализа

Для оценки влияния деформационного старения на изменение структурного состояния проведено рентгеноструктурное исследование.

Целью работы было исследование изменений структурного состояния путем анализа уровня искажений кристаллической решетки и изменения плотности дислокации в зависимости от степени пластической деформации и последующего старения.

В таблице 9 представлены результаты исследований изменения плотности дислокаций и микроискажений решетки.

Таблица 9 – Результаты рентгеноструктурного анализа

Класс прочности	Обработка	Ширина линии (220) $\beta \times 10^{-3}$, рад	Искажение решетки $\gamma \times 10^{-4}$	Плотность дислокации, $\rho \times 10^7$, мм $^{-2}$
К56	Исходное состояние	2,94	2,25	0,5
	Деформация, степень, %	1,7	4,54	1,2
		3	5,92	2,04
		5	6,7	2,61
		7	7	2,85
		10	8,3	4,01
	Деформация + старение, степень деформации, %	1,7	5,75	1,92
		3	5,75	1,92
		5	7,3	3,1
		7	6	2,09
		10	6,9	2,77
К65	Исходное состояние	7,42	5,67	3,2
	Деформация, степень, %	1,7	7,82	3,56
		3	7,85	3,58
		5	9,6	5,36
		7	9,2	4,92
		10	9,6	5,36
	Деформация + старение, степень деформации, %	1,7	6,9	2,77
		3	7,25	3,06
		5	7,5	3,27
		7	8,7	4,4
		10	7,4	3,18

Исходя из полученных данных, построены графики зависимости плотности дислокаций от степени деформации (рис. 25).

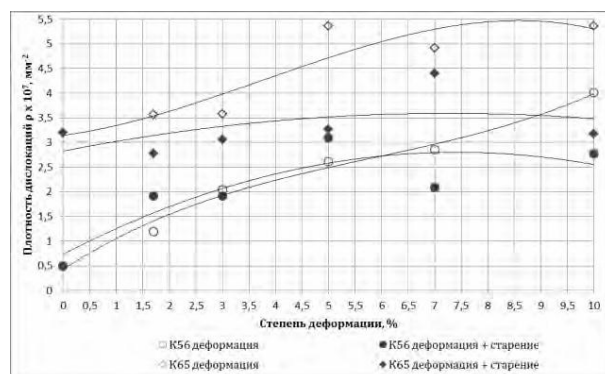


Рисунок 25 – Изменение плотности дислокаций с увеличением степени деформации при деформационном старении

Как видно из приведенных данных, листовой прокат класса прочности K65 в исходном состоянии обладает наиболее высокими значениями искажений кристаллической решетки и плотности дислокаций по сравнению со сталью K56, что связано с его структурой, состоящей из высокодислокационного бейнитного феррита.

С увеличением степени деформации наблюдается уширение дифракционной линии, которая отражает увеличение плотности дислокаций, величины микроискажений кристаллической решетки. Нагрев после деформации приводит к некоторому уменьшению величины микроискажений кристаллической решетки и плотности дислокаций в результате перераспределения атомов углерода и релаксационных процессов.

Другой важной особенностью структурного состояния исследуемых сталей является наличие некоторого количества остаточного аустенита, определенного прямыми методами световой и электронной микроскопии. Метод рентгеновской дифрактометрии позволяет дать количественную оценку объемной доли остаточного аустенита и выяснить, изменяется ли оно в металле, подвергнутом деформационному старению.

Для исследования были отобраны образцы листа в исходном состоянии (после контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением) и после деформационного старения. Степень деформации при этом составляла 2 % и 3 %. Последующее старение проводили при температуре 200°C в течение 1 часа. Результаты исследования методом рентгеновской дифракции (таблица 10) показывают, что в образцах листового проката класса прочности K56 участки остаточного аустенита не обнаружены. В стали K65 в исходном состоянии выявлен аустенит в количестве 6 %, количество которого с увеличением степени деформации уменьшается до 2 % (деформация 2 %), и при степени деформации 3% участки аустенита не обнаруживаются.

Таблица 10 – Доля аустенита в структуре исследуемых образцов

Класс прочности	Состояние материала	Степень деформации, %	Доля аустенита, %
K56	Исходное (КП + УО)	-	н/о
	После деформационного старения	2	н/о
		3	н/о
K65	Исходное (КП + УО)	-	6
	После деформационного старения	2	2
		3	н/о

Заключение

Трубные стали категорий прочности K56 и K65 отличаются типом структурного состояния, что сказывается на комплексе свойств, обеспечивающих надежность трубопровода, в особенности на сопротивлении разрушению, склонности к деформационному старению.

Сталь K65 характеризуется более высоким уровнем прочностных свойств, ударной вязкости. Установлено, что основную долю в энергии разрушения исследуемых трубных сталей составляет работа зарождения трещины. Несмотря на более высокий уровень прочности, металл K65 с бейнитной структурой характеризуется более высоким уровнем энергоемкости разрушения по сравнению со сталью K56 и отличается более высокими значениями работы распространения трещины, особенно при низких температурах (хладостойкостью).

Оценка статической трещиностойкости подтвердила, что значение работы распространения трещины для стали класса прочности K65 выше по сравнению со сталями других классов прочности с феррито-перлитной структурой.

Оценка релаксационного эффекта, величина которого отражает неоднородность микропластической деформации и уровень локальных микронапряжений в металле под нагрузкой, показала, что с повышением уровня приложенного напряжения в макроупругой области величина релаксационного эффекта для исследованных трубных сталей возрастает, что является следствием повышения локальных напряжений под нагрузкой. Более высокий уровень релаксационного эффекта, приведенного к пределу текучести, в феррито-перлитной стали K56 обусловлен возникновением высоких локальных «пиков» напряжений, связанных с повышенной по сравнению с бейнитной сталью K65 неоднородностью структуры.

Показано, что несмотря на близкие значения ударной вязкости в вязкой области, более высокое сопротивление хрупкому разрушению (хладостойкость) бейнитной стали K65 обусловлено пониженным уровнем локальных напряжений (меньшая величина релаксационного эффекта), возникающих в структуре стали при нагружении в макроупругой области, способствующих повышению сопротивления зарождению и распространению трещины в условиях низких температур.

Деформационное старение приводит к изменению свойств металла. Повышается отношение предела текучести к пределу прочности, снижаются показатели пластичности, изменяется вид кривой «деформация-напряжение». Параметр $\sigma_{0,2}/\sigma_b$ характеризует способность к деформационному упрочнению металла. Увеличение данного показателя происходит за счет роста предела текучести, что наиболее ярко выражено в стали K65.

Одновременно происходит снижение уровня ударной вязкости при всех температурах испытания и трещиностойкости. В стали K65 снижение значений ударной вязкости наиболее выражено при испытании образцов KCV в области низких (переходных) температур, что, по-видимому, связано с существенным уменьшением работы зарождения трещины в области низких температур. В стали K56 снижение значений ударной вязкости происходит более плавно в области низких (переходных) температур, что, по-видимому, связано с тем, что равномерно снижаются обе составляющие работы разрушения.

Установлено, что деформационное старение бейнитной стали в значительно большей степени снижает трещиностойкость (работу зарождения, работу распространения трещины, ее критическое раскрытие) при статических испытаниях на изгиб, чем феррито-перлитной стали. Таким образом, в результате деформационного старения в большей степени снижается сопротивление разрушению трубных сталей со структурой бейнитного типа.

Показано, что в результате деформационного старения происходит увеличение релаксационного эффекта, свидетельствующее о повышенном уровне локальных напряжений, возникающих при нагружении и деформации вследствие закрепления дислокаций атомами внедрения, концентрация которых возрастает в процессе предварительной деформации, о чем свидетельствует рост пика Снука при измерении

внутреннего трения. Наиболее сильное влияние деформационного старения на релаксационный эффект обнаружено на стали бейнитного типа К65.

Исследование структурного состояния различными методами позволяет сформулировать особенности механизма деформационного старения стали с феррито-перлитной и бейнитной структурами и оценить его влияние на изменение механических свойств и сопротивление разрушению.

С помощью метода рентгеновской дифрактометрии в образцах листового проката категории прочности К65 в исходном состоянии выявлен аустенит в количестве 6%, количество которого при увеличении степени деформации уменьшается, и при деформации 3 % происходит его полное исчезновение.

Аналогичные результаты получены при изучении структурного состояния методами просвечивающей электронной микроскопии и оптической микроскопии с помощью специального травления: обнаружено, что в результате деформационного старения в стали К65 островки фазы М/А (мартенсит/аустенит), отчетливо наблюдаемые в исходном состоянии, исчезают.

Как известно, вкрапления островков М/А фазы определенной величины в структуре стали в небольших количествах (2-5 %) способствуют сохранению деформационной способности за счет разницы в прочности мелкодисперсных участков М/А фазы и основной структуры и являются фактором упрочнения матрицы.

Таким образом, по-видимому, в ходе деформации стали К65 реализуется процесс превращения остаточного аустенита в мартенсит деформации (локальный TRIP-эффект), что подтверждается данными рентгеноструктурного и электронно-микроскопического анализов. С увеличением степени деформации происходит превращение оставшихся участков остаточного аустенита, содержащегося в островках М/А фазы, до полного его исчезновения при степени деформации 3 %.

Нагрев при температуре 200°C приводит к распаду мартенситной составляющей с выделением карбидов, что снижает сопротивление металла пластической деформации.

Полное исчезновение участков остаточного аустенита в структуре исследованной бейнитной стали, наблюдаемое при степени деформации 3%, приводит к снижению сопротивления пластической деформации с одновременным снижением прочности материала за счет исчезновения М/А фазы.

Механизм аномального вида диаграммы растяжения после деформационного старения бейнитной стали является следствием двух процессов, имеющих противоположное влияние на сопротивление деформации: упрочнение вследствие повышения предела текучести в результате закрепления дислокаций атомами внедрения и разупрочнение, вызванное исчезновением островков М/А – фазы, упрочняющей металл в исходном состоянии, в результате TRIP – эффекта при предварительной деформации и распада мартенсита при последующем нагреве.

Список литературы:

1. Шабалов И.П., Морозов Ю.Д., Эфрон Л.И. Стали для труб и строительных конструкций с повышенными эксплуатационными свойствами. – М., Metallurgizdat, 2003.- 520 с;
2. Филиппов Г.А., Морозов Ю.Д., Шлямнев А.П., Эфрон Л.И. Конструкционные материалы будущего // Сталь. 2004. № 8. С. 69–78;
3. Хайстеркамп Ф., Хулка К., Матросов Ю.И., Морозов Ю. Д., Эфрон Л.И., Столяров В.И., Чевская О.Н. Ниобийсодержащие низколегированные стали. – М.: СП Интермет Инжиниринг, 1999. – 90 с;
4. Синельников В.А., Морозов Ю.Д., Филиппов Г.А. Материаловедческая концепция надежности металла труб магистральных нефтегазопроводов // Трубопроводный транспорт нефти. 1997. № 8. С. 29–32;
5. Филиппов Г.А., Ливанова О.В. Взаимодействие дефектов структуры и деградация свойств конструкционных материалов // Материаловедение. 2002. № 10. С. 17–21;

6. Саррак В.И., Филиппов Г.А. Влияние примесей на хрупкость стали после закалки // ФХММ. 1981. № 2. С. 96–101;
7. Эфрон Л.И. Металловедение в «большой» металлургии. Трубные стали – М.: Металлургиздат, 2012. – 696 с.
8. Суворова С.О., Саррак В.И., Энтин Р.И. // Исследование деформационного старения технического железа.// «Физика металлов и металловедение» 1964 т. 17, вып. 1 С. 105-111.
9. Чувильдеев В.Н. //Влияние старения на эксплуатационные свойства сталей магистральных газопроводов. // – Сборник трудов научно-практического семинара «Проблемы старения сталей магистральных трубопроводов» / Под общ. ред. Будзуляка Б.В., Седых А.Д.; Науч. Ред. Чувильдеев В.Н.. - Нижний Новгород: Университетская книга, 2006. – с.18-58.;
10. Бабич В.К., Гуль Ю.П., Долженков И.Е. Деформационное старение стали. – М., Металлургия, 1972.- 320 с;
11. Yoo J.Y., Chon S.H., Seo D.H. Microstructure and mechanical properties of X80 linepipe steel with high strain aging resistance // Pipeline technology conference, Ostend, 12-14 Oct. 2009. Paper no: Ostend2009-020.