

*А.Б. Арабей¹, В.М. Фарбер², И.Ю. Пышминцев³, В.А. Хотинцов²,
О.В. Селиванова², Н.В. Лежнин², М.А. Валов³*

¹ОАО «Газпром»

²Уральский федеральный университет

³Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО СТАРЕНИЯ НА ВЯЗКОСТЬ СТАЛЕЙ ТИПА 05Г2ФБ, ИСПЫТАВШИХ КОНТРОЛИРУЕМУЮ ПРОКАТКУ И УСКОРЕННОЕ ОХЛАЖДЕНИЕ

Современные трубные стали обладают уникальным комплексом механических свойств, обусловленным в первую очередь ультрамелким зерном (~ 2 – 3 мкм), получаемым в результате контролируемой прокатки и ускоренного охлаждения [1, 2]. Однако существует гипотеза о деградации свойств при протекании в этих сталях деформационного (закалочного) старения – при выходе атомов углерода, азота из решетки феррита, бейнита (мартенсита), пересыщенного этими элементами в результате ускоренного последеформационного охлаждения. Выход атомов С (N) из твердого раствора приводит к образованию на дислокациях и границах зерен сегрегаций (атмосфер Коттрелла), которые впоследствии трансформируются в дисперсные выделения типа $Me_3(C, N)$ [3, 4]. При этом на диаграмме растяжения $\sigma - \epsilon$ технически чистого железа, малоуглеродистых сталей возникает зуб текучести (верхний предел текучести σ_T^h), переходящий в площадку текучести (ПТ), когда металл течет при постоянном напряжении σ_T^h – нижнем пределе текучести. Данные эффекты у поликристаллов выражены гораздо лучше, чем у монокристаллов [4, 5], вероятно вследствие того, что границы зерен (зернограницные дислокации) вносят заметный вклад в образование ПТ [6]. Влияние границ зерен проявляется, очевидно, и в том, что зуб и ПТ ярче наблюдаются на образцах, вырезанных вдоль направления прокатки, чем на образцах, вырезанных из того же листа поперек направления прокатки [3].

Анализ экспериментальных данных позволяет заключить, что ПТ возникает в случае совокупного действия ряда факторов [3, 6]:

- отсутствия в металле подвижных носителей пластического течения: решеточных и зернограницных дислокаций, свободных вакансий вследствие закрепления их атмосферами примесных атомов и дисперсными частицами вторых фаз;
- легкого перемещения дислокаций, когда они оторвутся от примесных атмосфер и дисперсных частиц, что, в частности, типично для низкоуглеродистого железа (феррита).

Деформационное старение ухудшает пластичность технически чистого железа, низкоуглеродистых феррито-перлитных и феррито-бейнитных сталей [3, 4], что требует проведения специальных испытаний по ГОСТ 7268-82 [7] на склонность сталей к деформационному старению.

Деформационному старению также способствует ультрамелкое зерно и повышенная плотность дислокаций, внесенных в металл при технологических операциях производства сварной трубы (формовке, экспандировании и т.д. [8]), и нанесение изоляционных покрытий [9]. Подобная ситуация складывается в зоне термического влияния сварного соединения, а также в ходе естественного старения при продолжительном (более полугодом) вылеживании и (или) эксплуатации трубы.

Исходя из этого, целью настоящей работы являлось изучение влияния низкотемпературного старения на вид диаграмм растяжения и ударного изгиба, а также комплекса механических свойств высокопрочных трубных сталей типа 05Г2ФБД после различных обработок:

- в исходном состоянии, сформированном в результате контролируемой прокатки и ускоренного охлаждения;
- небольшой пластической деформации.

Материалы и методики исследования

Исследовались образцы, вырезанные из сварных труб категории прочности К65 (Х80) двух производителей (стали 1 и 2). Химический состав стали приведен ниже:

Сталь	Химический состав % (по массе)				
	С	Mn	$\Sigma(V+Nb+Ti)$	$\Sigma(V+Nb+Ni)$	Cu
1	0,05	1,84	0,12	–	0,06
2	0,07	1,67	–	0,08	0,18

Испытания на растяжение и ударный изгиб проводились на образцах в исходном состоянии и после обработок по следующим режимам:

- старение при 100, 150, 250 °С в течение 30 мин с охлаждением на воздухе;
- предварительная деформация на 2% с последующим старением при 200 °С в течение 30 мин с охлаждением на воздухе;
- старение при 150 °С в течение 30 мин с последующей деформацией (ϵ) на 2% и повторное старение при 200 °С в течение 30 мин.

Механические свойства сталей изучались при испытаниях на растяжение при комнатной температуре и ударный изгиб на образцах Шарпи в диапазоне температур от 20 до -80 °С с осциллографической записью диаграмм в координатах нагрузка (P) – прогиб (l) и энергия (КС) – прогиб (l) на машине INSTRON CEAST 9350.

Результаты эксперимента и их обсуждение

Испытания на растяжение

На диаграмме растяжения образцов, вырезанных из исследованных труб после непродолжительного вылеживания, отсутствуют зуб и площадка текучести (рис. 1), что свидетельствует о значительном количестве свободных носителей пластического течения (решеточных и зернограницных дислокаций), не закрепленных сегрегациями растворенных атомов и дисперсными частицами. Уровень прочностных свойств труб (в исходном состоянии) обоих производителей практически одинаков (рис. 2), при этом ход кривой на стадии равномерной деформации демонстрирует параболическую зависимость.

Старение при $T_n = 100$ °С у стали 1 снижает предел текучести $\sigma_{0,2}$ и предел прочности σ_b на ~40 МПа, также уменьшаются напряжение разрушения S_k и пластические характеристики, в то время как у стали 2 прочностные и пластические свойства остаются на том же уровне, что и в исходном состоянии (в трубе). При этом на диаграммах растяжения образцов обеих сталей зуб и

ПТ не проявляются, что свидетельствует об отсутствии в заметном масштабе деформационного старения.

На диаграммах растяжения образцов стали 1, состаренных при $T_n = 150$ °С, четко наблюдаются зуб и ПТ (см. рис. 1), что менее ярко выражено у стали 2, хотя протяженность ПТ (δ_T) одинакова у обеих сталей (рис. 3). За площадкой текучести следует стадия параболического течения, протяженность которой ~8,4%, т.е. чуть меньше, чем у образцов в исходном состоянии. У обеих сталей заметно возрастает σ_T^H (на 20 МПа) при том же уровне σ_b (см. рис. 2). Увеличивается S_k на 30 и 70 МПа у сталей 1 и 2, соответственно. Наблюдается падение показателей относительного равномерного удлинения (δ_p) и относительного удлинения на стадии сосредоточенной деформации (δ_c) у образцов стали 1 при сохранении почти на том же уровне, что и в трубе, у стали 2 (см. рис. 3). В совокупности это свидетельствует о том, что процесс деформационного старения при $T_n = 150$ °С в стали 1 протекает несколько интенсивнее, чем в стали 2.

Изменения механических свойств, которые проявились при старении на 150 °С, усиливаются у обеих сталей при $T_n = 250$ °С (см. рис. 1 – 3). Возрастает величина зуба (верхнего предела текучести σ_T^B). Более интенсивное повышение σ_T^H , чем σ_b , вызывает сближение этих характеристик ($\sigma_T^H/\sigma_b \approx 0,96$), что обуславливает уменьшение равномерного удлинения δ_p . Понижение характеристик пластичности (δ_p, δ_c) при росте ПТ (δ_T) особенно заметно для стали 2 (см. рис. 3).

При перевозке труб, монтаже и эксплуатации трубопроводов металл может претерпевать локальную пластическую деформацию, что должно интенсифицировать деформационное старение. Для имитации такого воздействия пластической деформации образцы, вырезанные из труб в исходном состоянии и состаренные при $T_n = 150$ °С, подвергались деформации на 2% с последующим старением при 200 °С.

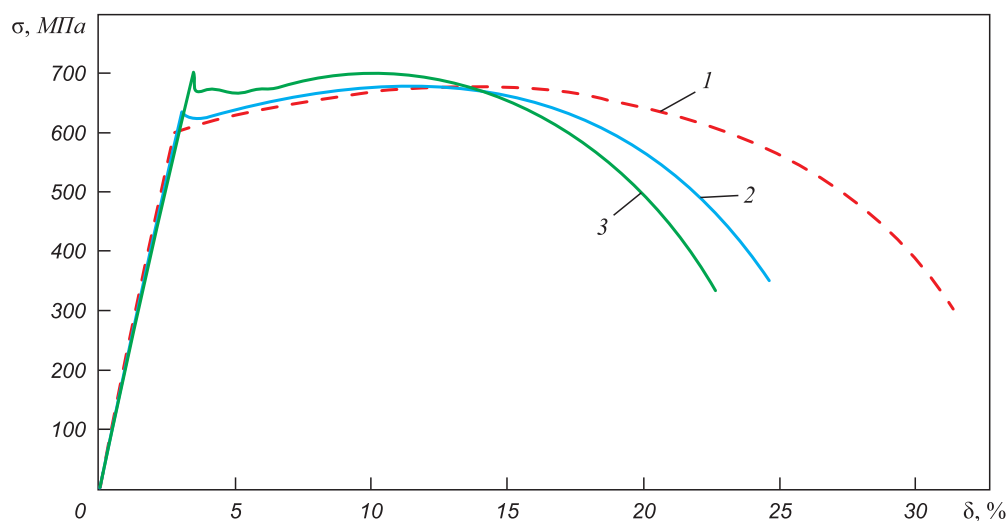


Рис. 1. Кривые растяжения образцов из стали 1 в различном состоянии: 1 – труба, 2 – старение при 150 °С, 3 – старение при 250 °С

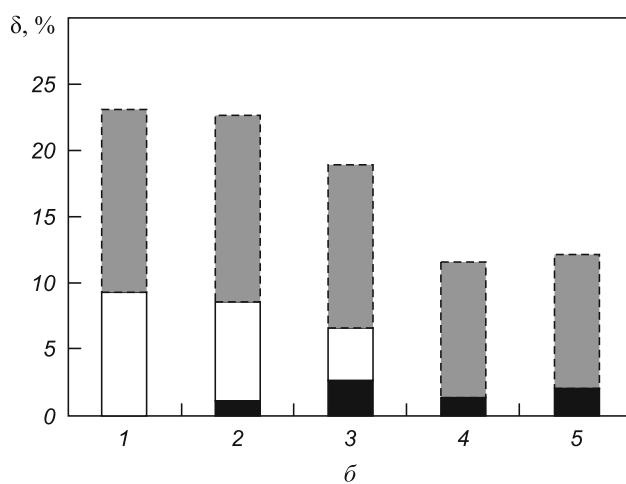
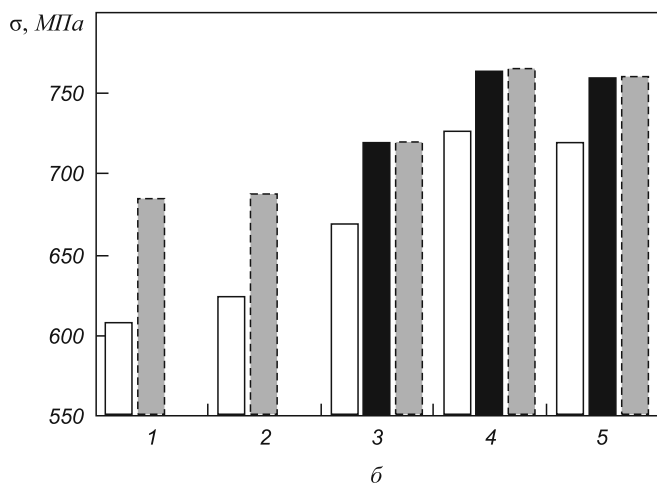
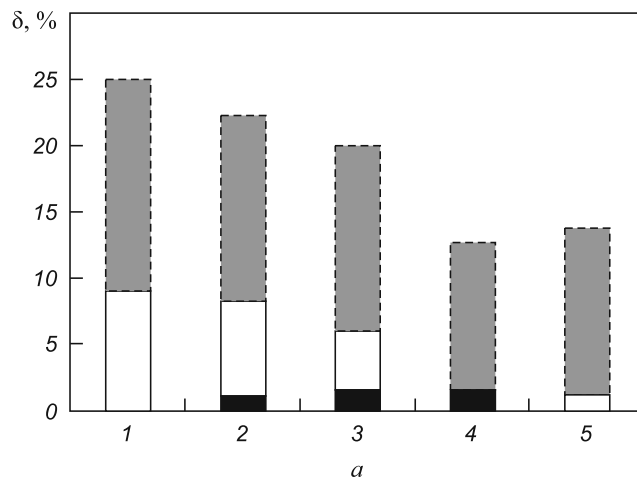
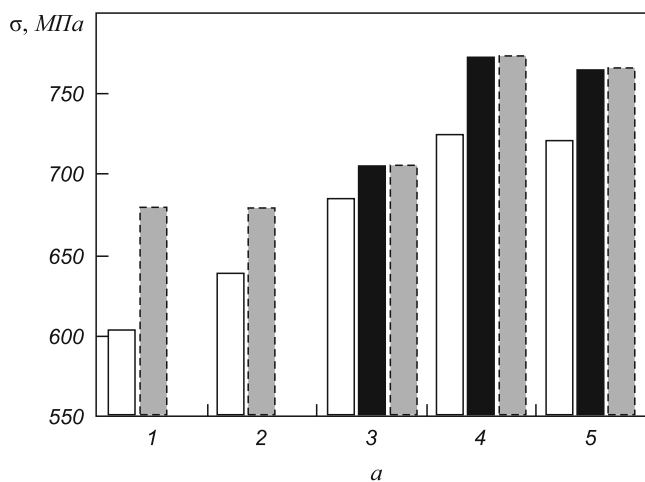


Рис. 2. Прочностные свойства сталей в различном состоянии: а – сталь 1; б – сталь 2; 1 – труба, 2 – старение при 150 °С, 3 – старение при 250 °С, 4 – ε = 2 % + старение при 200 °С, 5 – старение при 150 °С + ε = 2 % + старение при 200 °С; □ – нижний предел текучести $\sigma_{\tau}^{\text{н}}$, ■ – верхний предел текучести $\sigma_{\tau}^{\text{в}}$; ▒ – σ_b

Рис. 3. Пластические свойства сталей в различном состоянии: а – сталь 1; б – сталь 2; 1 – труба, 2 – старение при 150 °С, 3 – старение при 250 °С, 4 – ε = 2 % + старение при 200 °С, 5 – старение при 150 °С + ε = 2 % + старение при 200 °С; □ – δ_p ; ■ – протяженность ПТ δ_{τ} ; ▒ – δ_c

Такие обработки резко увеличивают эффект деформационного старения, причем вне зависимости от последовательности этих воздействий (см. рис. 2, 3). У обеих сталей крайне сильно возрастает предел текучести и сравнивается с $\sigma_{\text{в}}$. На диаграмме растяжения исчезает стадия параболического упрочнения. Подобный «аномальный» вид диаграммы растяжения, появление шейки сразу же после прохождения фронта Людерса через всю рабочую часть образца наблюдали в сталях с 0,06 % С, 0,5 % Mn и 0,1 % Nb со сверхмелким ферритным зерном (1,7 мкм), полученным в результате высокотемпературной термомеханической обработки ($T_{\text{деф}} = 900 \text{ }^{\circ}\text{C}$) с последующим охлаждением на воздухе [10]. Это еще раз свидетельствует о том, что границы зерен (зернограницные дислокации) вносят существенный вклад в деформационное старение.

При отсутствии стадии равномерной деформации общее удлинение δ_5 образцов обеих сталей уменьшается почти в 2 раза (см. рис. 3), хотя $S_k \approx 1600 \text{ МПа}$, от-

носительное сужение $\psi \approx 78 \%$ остаются на достаточно высоком уровне.

Для того, чтобы оценить в «чистом» виде явление деформационного старения без наложения дефектов (протяженных границ зерен в аустените, повышенной плотности дислокаций), внесенных технологическими приемами производства листа и трубы, образцы, вырезанные из труб, подвергались закалке в масло после аустенитизации при $T_a = 900 \text{ }^{\circ}\text{C}$. В частности, такое структурное состояние может возникать в зоне термического влияния в сварных соединениях.

Закалка понижает $\sigma_{0,2}$ на 40 МПа у стали 1 и на 9 МПа у стали 2 по сравнению с пределом текучести образцов в исходном состоянии, $\sigma_{\text{в}}$ повышается на 65 МПа в обеих сталях, возможно, из-за возрастания количества бейнита и мартенсита в структуре. Те же тенденции сохраняются при старении закаленных образцов при $T_{\text{н}} = 150 \text{ }^{\circ}\text{C}$. Диаграммы растяжения имеют плавный вид без зуба и площадки текучести при сравнительно небольшой равномерной деформации ($\delta_p \sim 5 \%$).

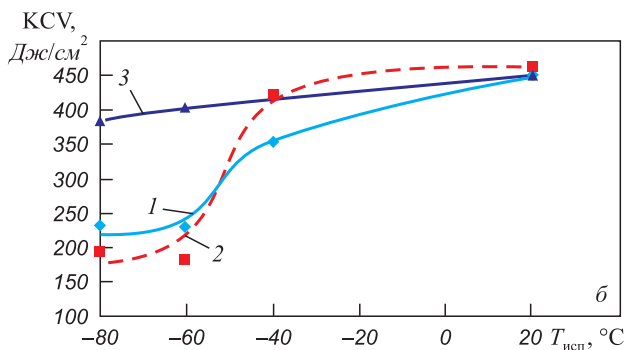
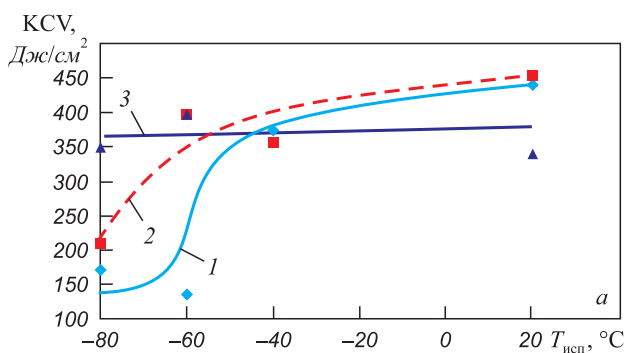
Заметно падает по сравнению с исходным состоянием δ_c (см. рис. 3), что сопровождается снижением δ_5 с $\sim 23 - 25 \%$ до $\sim 17 \%$. Значения ψ , S_k остаются на том же высоком уровне, как и в исходном состоянии.

Испытания на ударный изгиб

Обе исследованные стали в исходном состоянии имеют высокий уровень ударной вязкости ($KCV > 350$ Дж/см²) вплоть до $T_{исп} = -40$ °С. Резкое падение величины KCV у образцов, вырезанных из металла труб, происходит у обеих сталей в интервале температур испытания $(-40) - (-60)$ °С.

Старение при температуре 150 °С не оказывает существенного влияния на уровень ударной вязкости, однако понижает температуру начала падения KCV у стали 1 до ~ -60 °С. Старение при температуре 250 °С дает заметный эффект, который проявляется в некотором снижении уровня KCV при $T_{исп} = 20$ °С, но при этом обе стали становятся не чувствительными к температуре испытания вплоть до $T_{исп} = -80$ °С. Особенно ярко это проявляется при $T_{исп} < -40$ °С, где разница в уровне KCV образцов в исходном состоянии и образцов, состаренных при температуре 250 °С достигает 150 – 200 Дж/см² (рис. 4).

Закалка от 900 °С в масло образцов, вырезанных из трубы, дает примерно тот же уровень ударной вязкости, что и в трубе при всех температурах испытания. В изломе отсутствуют расщепления. Это связано с тем, что нагрев под закалку приводит к фазовой перекристаллизации и исчезновению большеугловых границ, на которых зарождаются расщепления.



Исследование трещиностойкости с помощью диаграмм разрушения позволяет провести детальный анализ влияния деформационного старения на ударную вязкость. Как видно из рис. 5, а, действие деформационного старения на вязкие свойства стали 2 (аналогично для стали 1) при комнатной температуре испытания практически не проявляется.

Совпадение пиков нагрузки на диаграммах $P - l$ на начальной стадии нагружения (зарождение трещины – до первого максимума [11, 12]) свидетельствует, что при $T_{исп} = 20$ °С различия в структурном состоянии не вносят значительных изменений в работу зарождения трещины (KC_3), которая для обеих сталей составляет ~ 87 Дж. При комнатной температуре KC_3 примерно в три раза меньше работы распространения трещины (KC_p), однако при снижении температуры испытания до -60 °С они становятся сопоставимы друг с другом.

Поскольку для всех изученных образцов $KC_3 \approx const$, характер изменения KCV (см. рис. 4) в основном обусловлен изменением KC_p , поведение которой с изменением $T_{исп}$ аналогично изменению ударной вязкости (KCV).

Старение при 150 °С оказало незначительный эффект на величину KCV и ход серийной кривой, а также тип и протяженность стадий разрушения при всех $T_{исп}$ (см. рис. 4).

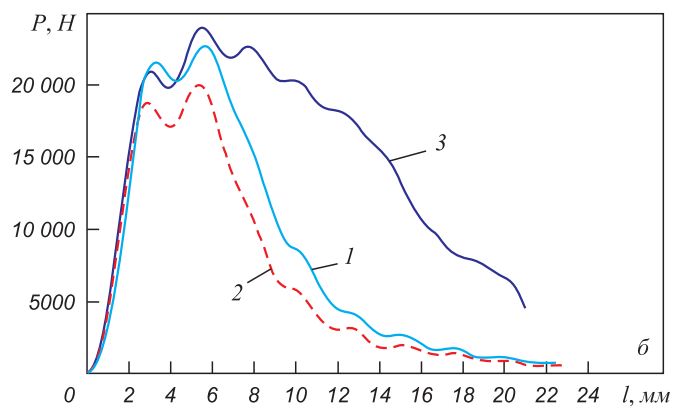
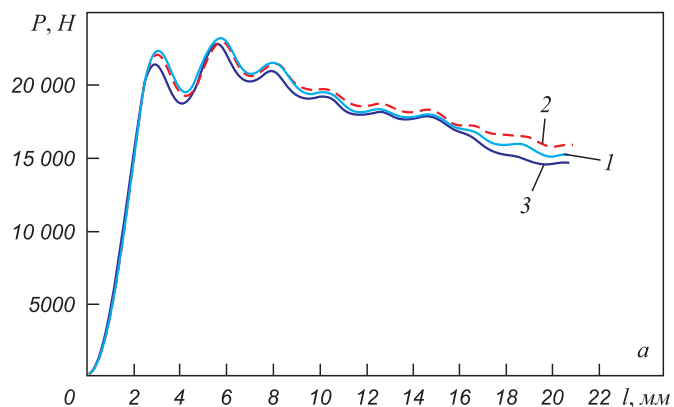


Рис. 5. Диаграммы разрушения образцов Шарпи из стали 2 в координатах нагрузка (P) – прогиб (l) в различном состоянии: а – $T_{исп} = 20$ °С, б – $T_{исп} = -60$ °С; 1 – труба, 2 – $T_n = 150$ °С, 3 – $T_n = 250$ °С

Большая площадь под кривой $P-l$ у образцов, состаренных при 250 °С, связана с более плавным снижением нагрузки на заключительных стадиях разрушения (см. рис. 5). При этом работа пластической деформации и распространения трещины (КС) у этих образцов также существенно больше по сравнению с таковой у образцов, вырезанных из трубы (рис. 6), что свидетельствует о возрастании подвижности (маневренности) дислокаций в результате данного нагрева. Подобная картина наблюдается при $T_{исп} = -40$ °С. При этом ход серийной кривой становится пологим, что приводит к смещению температуры вязко-хрупкого перехода T_{xp} в область температур ниже -80 °С (см. рис. 4).

Таким образом, старение при 250 °С резко повышает трещиностойкость исследованных сталей группы прочности X80, что можно объяснить действием следующих факторов:

- выходом атомов С и N из твердого раствора;
- укрупнением выделений карбонитридов Fe и Cu;
- высвобождением и перестройкой дислокаций в стабильные конфигурации, что приводит к снятию остаточных напряжений.

Это согласуется с данными исследования растяжения образцов из этих же сталей: у состаренных образцов значения S_k и ψ , описывающие заключительные стадии пластического течения перед разрушением, сохраняются на том же высоком уровне, что и у образцов, вырезанных из труб. Следовательно деформационное старение, воздействующее на деформационное поведение металла в начале пластического течения (при σ_t), не может оказывать существенного влияния на параметры трещиностойкости гетерофазных сталей, в которых разрушение происходит после крайне большой пластической деформации. Так, в работе [13] показано, что у данных сталей уровень ударной вязкости коррелирует с S_k и ψ и не зависит от σ_t (S_t) и σ_b (S_b).

Наконец, низкотемпературный нагрев ($T_H \leq 250$ °С) гетерофазных сталей приводит к «истинному» дефор-

мационному старению в феррите и низкотемпературному смягчающему отпуску бейнита (мартенсита), количество которых доходит до 30 % [1, 2]. Так что разупрочнение, протекающее при отпуске 250 °С подобных сталей благоприятно, как показано выше, для повышения их вязкости и трещиностойкости.

Выводы. Установлено, что трубные стали категории прочности X80, полученные по технологии контролируемой прокатки с укоренным охлаждением или после мягкой закалки (в масле), склонны к деформационному старению при нагреве на $T_H \geq 150$ °С, что приводит к появлению на диаграммах растяжения зуба и площадки текучести, повышению нижнего предела текучести σ_t^H , уменьшению δ_p и δ при сохранении на близком уровне, что и в трубе, σ_b , ψ и напряжения разрушения S_k .

Найдено, что нагрев на $T_H = 250$ °С ($\tau_H = 30$ мин) и тем более слабая холодная пластическая деформация ($\epsilon = 2$ %) с последующим нагревом на 200 °С ($\tau_H = 30$ мин) столь сильно инициируют деформационное старение, что $\sigma_t^H \approx \sigma_b$, $\delta_p = 0$ % при снижении общего удлинения δ . Параметры ψ и S_k , описывающие большую пластическую деформацию, предшествующую разрушению образцов, сохраняют значения, близкие к таковым в исходном состоянии (трубе). Следовательно, технологические процессы изготовления сварной трубы (гибка, экспандирование и т.д.), вносящие в металл повышенную плотность дефектов, в значительной степени способствуют деформационному старению.

После нагрева на $T_H \leq 150$ °С параметры трещиностойкости (KCV, ход серийной кривой, T_{xp}) сохраняются на том же уровне, что и в трубе. Нагрев на $T_H = 250$ °С ($\tau_H = 30$ мин), несколько уменьшая KCV до уровня ~ 370 Дж/см² при $T_{исп} < -40$ °С, делает серийную кривую практически не чувствительной к $T_{исп}$ в диапазоне температур $(-20) - (-80)$ °С, смещая T_{xp} ниже -80 °С.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Морозов Ю.Д., Матросов М.Ю., Настич С.Ю., Арабей А.Б. // *Металлург*. 2008. № 8. С. 39 – 42.
2. Пышминцев И.Ю., Столяров В.И., Гервасьев А.М. и др. // *Наука и техника в газовой промышленности*. 2009. № 1. С. 56 – 61.
3. Гудремон Э. Специальные стали. – М.: *Металлургия*, 1959. Т. 1. – 950 с.
4. Фридель Ж. Дислокации. – М.: *Мир*, 1967. – 643 с.
5. Штремель М.А. Прочность сплавов: Ч. I. Дефекты решетки. – М.: *МИСИС*, 1999. – 384 с.
6. Фарбер В.М. // *МиТОМ*. 2007. № 3. С. 42 – 44.
7. ГОСТ 7268-82: Сталь. Метод определения склонности к механическому старению по испытаниям на ударный изгиб – М.: *Изд. стандартов*, 2002. – 5 с.
8. Пышминцев И.Ю., Лозовой В.Н., Бовков И.А., Кавешников А.И. Особенности изменения механических свойств основного металла труб большого диаметра при разных способах формовки заготовки // *Тр. XVIII Междунар. научно-технич. конф. «Трубы-2011»*. – Челябинск: *РосНИТИ*, С. 44 – 55.

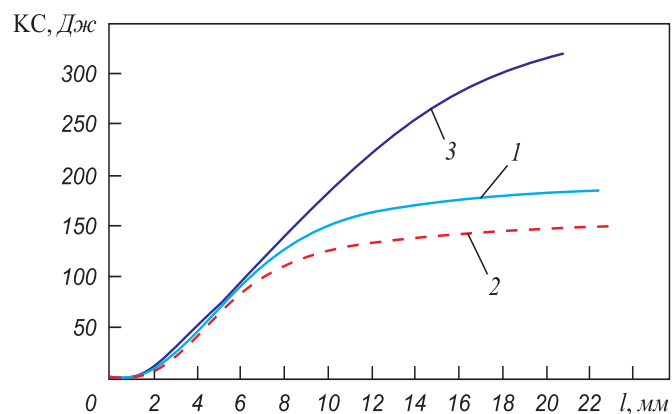


Рис. 6. Диаграмма разрушения в координатах энергия (КС) – прогиб (l) стали 2 при $T_{исп} = -60$ °С в различном состоянии:
1 – труба, 2 – $T_H = 150$ °С, 3 – $T_H = 250$ °С

9. Кузнецова Е.Я. Освоение оборудования и технологии по нанесению наружного и внутреннего покрытия на вновь введенном оборудовании фирм «SELMITRS» и «BAUHUIS» // Тр. XVIII Междунар. научно-технич. конф. «Трубы-2011». – Челябинск: РосНИТИ. С. 71 – 76.
10. Моррисон В.Б., Миллер Р.Л. Пластичность сплавов со сверхмелким зерном. В кн. Сверхмелкое зерно в металлах. – М.: Металлургия, 1973. С. 181 – 205.
11. Ботвина Л.Р. Разрушение: кинетика, механизмы, общие закономерности. – М.: Наука, 2008. – 334 с.
12. Махутов Н.А., Пермяков В.Н., Ботвина Л.Р., Кравцова Ю.А. // Проблемы безопасности и чрезвычайных ситуаций. 2006. № 3. С. 65 – 76.
13. Пышминцев И.Ю., Арабей А.Б., Фарбер В.М. и др. // ФММ. 2012. Т. 113. № 4. С. 411 – 417.

© 2012 г. А.Б. Арабей, В.М. Фарбер,
И.Ю. Пышминцев, В.А. Хотинев, О.В. Селиванова,
Н.В. Лежнин, М.А. Валов
Поступила 30 июля 2012 г.