

## Определение трещиностойкости и механических свойств металла труб большого диаметра при статическом и динамическом нагружении

А. А. Остсемин, Г. И. Саидов

ООО «Южно-Уральский научно-производственный центр», Челябинск, Россия

*Исследуются температурные зависимости механических характеристик и трещиностойкости сталей 17Г1С-У, 17ГС, 14Г2АФ-У, ВСт.3кп и их сварных соединений – прямошовных труб. На основании результатов испытаний гладких микрообразцов на осевое растяжение теоретически определено критическое значение коэффициента интенсивности напряжений. Экспериментально установлены температурно-скоростные зависимости механических характеристик металла труб большого диаметра.*

**Ключевые слова:** гладкие микрообразцы, механические свойства, трещиностойкость, сварные соединения.

**Введение.** В связи с интенсивным развитием газовой и нефтеперерабатывающей промышленности перед производителями возникла проблема обеспечения бесперебойной транспортировки большого количества газа и нефти с наименьшими затратами, без аварийных ситуаций. Многие трубопроводы имеют значительный срок эксплуатации: 25% газопроводов работают более 20 лет, 38% – от 10 до 20 лет, 5% – свыше 33 лет.

К сварным трубам большого диаметра предъявляются повышенные требования обеспечения качества и эксплуатационной надежности. Комплексное исследование трещиностойкости и механических свойств основного металла и сварного соединения при различных напряженном состоянии, температуре испытания и скорости деформирования – одно из условий надежности сварных труб. Разрушения газопроводов характеризуются высокими скоростями распространения трещины, и, следовательно, в зоне разрушения происходит скоростное деформирование металла труб. Учитывая различия в характере роста трещин в нефте- и газопроводах, обусловленные разными условиями декомпрессии транспортируемой среды, для нефтепроводов важно определить механические свойства в статических условиях, для газопроводов – в динамических.

Исследования трещиностойкости и механических свойств необходимы при анализе причин аварий, диагностике трубопроводов, оценке новых конструкционных или технологических решений, а также при разработке рекомендаций по исправлению дефектов, капитальному ремонту и реконструкции магистральных газонефтепроводов. По результатам таких исследований можно приближенно определить коэффициенты интенсивности напряжений  $K_{Ic}$  [1–4] и работу распространения трещины  $a_p$  [5]. Актуальной задачей исследований является комплексное определение характеристик разрушения низколегированных сталей, используемых для изготовления труб большого диаметра, а также трещиностойкости и механических свойств с применением методов механики разрушения в упругой и упругопласти-

ческой постановке. Исследования трещиностойкости и механических свойств металла труб при статическом и динамическом нагружении позволяют более полно учитывать особенности реальных условий эксплуатации трубопроводов и целенаправленно решать задачи повышения работоспособности прямошовных труб на стадии их производства.

Известные методики исследования механических свойств сварных соединений труб большого диаметра на микрообразцах [6–8] (диаметр 1,2 мм, длина 6,0 мм) имеют ряд ограничений.

Цель настоящего исследования – теоретически определить критическое значение коэффициента интенсивности напряжений  $K_{Ic}$  на основании результатов испытаний гладких микрообразцов на осевое растяжение и экспериментально установить температурно-скоростные зависимости механических свойств металла труб большого диаметра.

**Материалы и методика испытаний.** Исследовались температурные зависимости механических свойств сталей 17Г1С-У, 17ГС, 14Г2АФ-У, ВСт.3кп – прямошовных труб  $\varnothing 530...1220$  мм, изготовленных на Челябинском трубопрокатном заводе. Исходные данные для этих сталей приведены в [6–8].

Температурные зависимости (интервал 113...293 К) механических свойств определяли при испытании гладких образцов на статическое и ударное растяжение и ударный изгиб.

При проведении механических испытаний использовали пятикратные микрообразцы, которые вырезали поперек направления прокатки по технологии, предложенной Я. Б. Фридманом. Технология изготовления микрообразцов описана в [3, 8, 9].

Обоснование выбора микрообразцов диаметром 1,2 мм и длиной 6,0 мм сделано ранее [3, 8, 9]. Используемые при испытаниях микрообразцы дают возможность исследования локальных зон сварного соединения труб большого диаметра. Отметим, что достоверные результаты при высокоскоростных (динамических) нагружениях могут быть получены только при испытании образцов аналогичных размеров. Это связано с тем, что при меньших размерах испытуемого образца и динамометра удается резко уменьшить инерционные эффекты, существенно искажающие диаграмму разрушения, и повысить точность определяемой из осциллограммы усилие–время информации [3, 10]. Запись и обработку осциллограмм осуществляли согласно предложенной ранее [10] методике.

Статические испытания проводили на специально разработанной и изготовленной оригинальной установке, обеспечивающей скорость деформации  $\dot{\epsilon} = 7,3 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ . Погрешность силоизмерения составляла  $\pm 4,8$  Н, деформации –  $\pm 0,01$  мм, температуры –  $\pm 1,5$  К [11]. Ударные испытания осуществляли при  $\dot{\epsilon} = 200 \text{ с}^{-1}$  по описанной в [10] методике.

Для определения ударной вязкости  $KCV$  и температуры перехода из вязкого состояния в хрупкое ( $T_{кр}$ ) испытывали образцы типа VI (ГОСТ 9454-78) на маятниковом копре МК-30А.

**Результаты исследования.** На рис. 1 представлены температурные зависимости пределов текучести  $\sigma_T$  и прочности  $\sigma_B$ , а также относительного сужения  $\psi$  при статическом нагружении сталей ВСт.3кп, 17ГС, 17Г1С-У

и 14Г2АФ-У. Характер изменения этих характеристик аналогичен результатам, полученным ранее [6–8, 12]. Как видно, с понижением температуры значения  $\sigma_T$ ,  $\sigma_B$  увеличиваются, причем рост предела текучести происходит более интенсивно, чем предела прочности.

Увеличение предела текучести металла с понижением температуры имеет существенное значение при оценке работоспособности прямошовных труб большого диаметра при низких температурах. Сопротивление разрыву  $S_k$  с понижением температуры возрастает для всех исследуемых сталей.

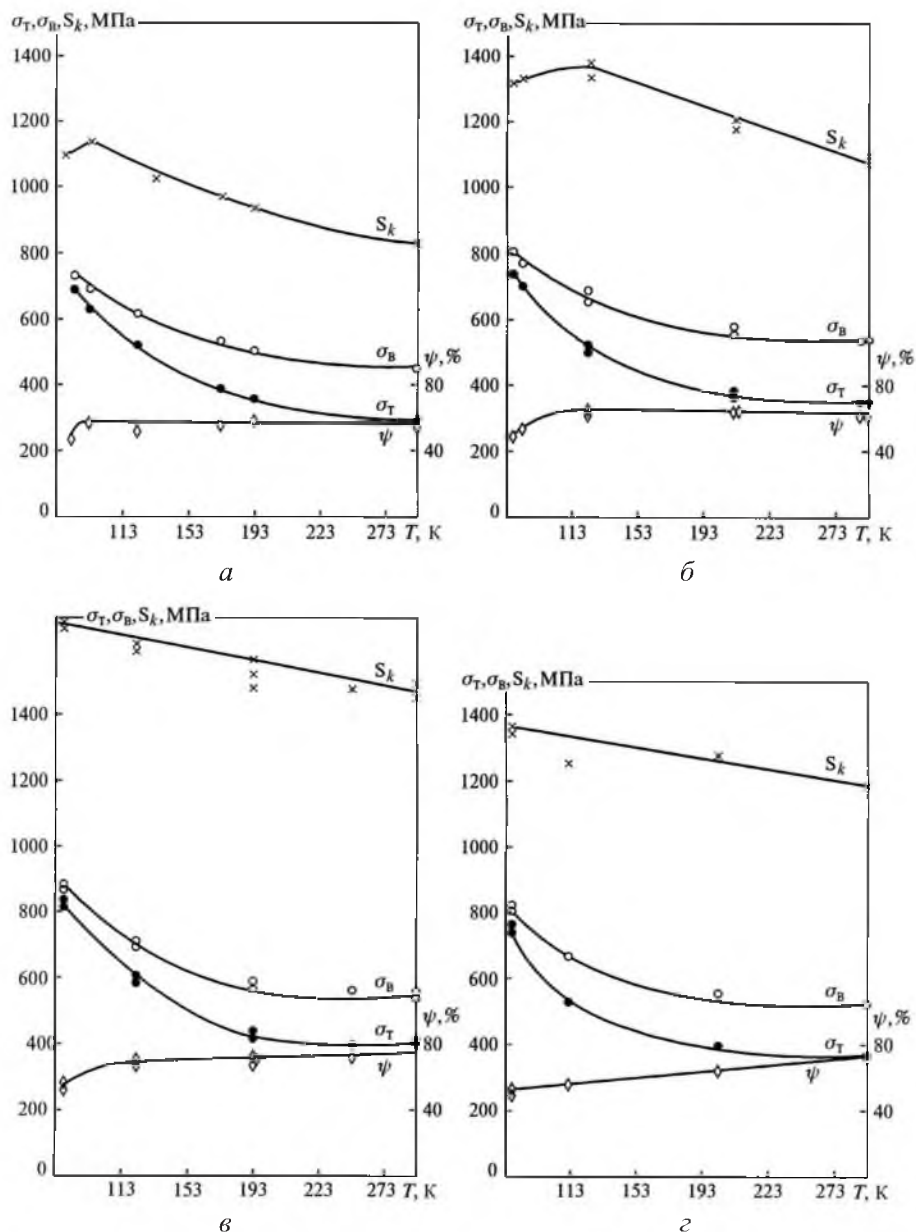


Рис. 1. Температурные зависимости механических свойств трубных сталей ВСт.3кп (а), 17ГС (б), 14Г2АФ-У (в) и 17Г1С-У (г) при статическом нагружении.

Значение  $\psi$ , оставаясь постоянным (50...75%) в широком диапазоне низких температур, резко уменьшалось по достижении определенной температуры (примерно ниже 160 К). Анализ поведения кривых  $\sigma_T$ ,  $\sigma_B$ ,  $S_k$  и  $\psi$  показал, что при температурах ниже 200 К будет достигнуто равенство: при  $\psi = 0$  получим  $\sigma_T = \sigma_B = S_k$ , соответствующие значению сопротивления отрыву  $S_{отр}$ . Сталь 14Г2АФ-У по сравнению с другими сталями имеет наиболее высокие значения  $\sigma_T$  и  $\sigma_B$ .

На рис. 2 представлены температурные зависимости величин  $\sigma_T$ ,  $\sigma_B$ ,  $S_k$ ,  $\psi$ , относительного удлинения  $\delta$ , ударной вязкости  $KCV$ , боковой утяжки  $\Delta b$  и прогиба  $f$  (образцы Менаже) стали 14Г2АФ-У при динамическом нагружении ( $\dot{\epsilon} = 200 \text{ c}^{-1}$ ). Как видно, нижняя критическая температура  $T_{кр}^H$  образцов типа VI равна 153 К.

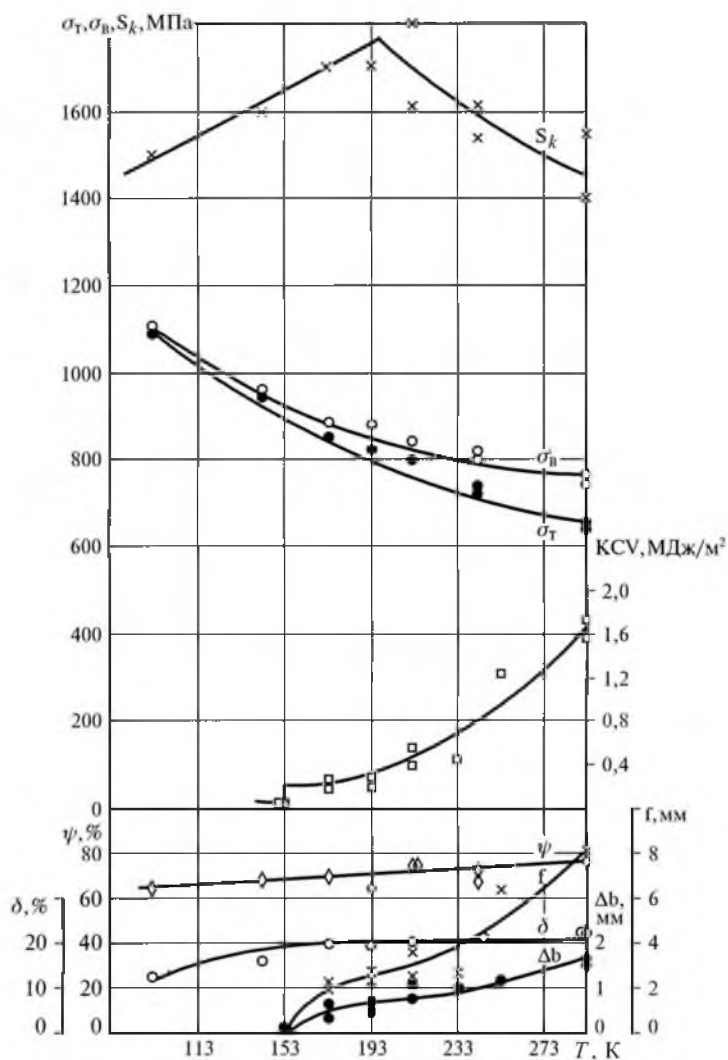


Рис. 2. Температурные зависимости механических свойств стали 14Г2АФ-У при динамическом нагружении.

С точки зрения хладноломкости сталь 14Г2АФ-У является наилучшей среди исследуемых сталей. Анализ механических характеристик рассматриваемых сталей показал, что по сравнению со сталями 17Г1С-У и ВСт.3кп указанная сталь имеет более высокую вязкость, прочность и чувствительность к скорости деформации. Это объясняется, по-видимому, тем, что для ее изготовления использовался метод контролируемой прокатки, она обладает свойством карбонитридного упрочнения и легирована ванадием и ниобием.

Сопоставление механических свойств сталей по температурной и скоростной чувствительности свидетельствует, что для стали 14Г2АФ-У они на 12...15% выше, чем для стали 17Г1С-У, и на 20...30%, чем для ВСт.3кп [6]. Дополнительные исследования сварных прямошовных труб  $\varnothing 1420 \times 17,5$  мм из стали 14Г2АФ-У проведены ранее [13] на образцах, нагруженных по схеме изгиб–растяжение [14]. Размеры и форму образца, а также схему нагружения выбирали так, чтобы приблизить условия его разрушения к разрушению реальных магистральных газопроводов [15].

Испытания проводили в статическом и динамическом режимах нагружения. По диаграммам и осциллограммам определяли коэффициент интенсивности напряжений  $K_{Ic}$ , максимальную нагрузку  $P_{пр}$ , общую  $A_p$  и удельную  $a_p$  работу распространения трещины с учетом упругой и пластической деформации медного крешера. При динамическом нагружении по осциллограммам определяли среднюю скорость распространения трещины. По предложенной ранее [14, 15] формуле вычисляли  $K_c$  в процессе статических испытаний. Для основного металла стали 14Г2АФ-У при температуре 293 К достоверность полученных критических значений  $K_c = 223 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$  оценивали путем сравнения с  $K_c = 223 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ , рассчитанным по пределу трещиностойкости  $J_c = 260 \text{ кДж/м}^2$  [14], и  $K_c = 227 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$  – по раскрытию трещины  $\delta_c = 0,18 \text{ мм}$  [16].

Погрешность определения значения  $K_c$  для стали 14Г2АФ-У толщиной 17,5 мм равна 2%, для стали 17Г1С-У толщиной 12 мм – 4,6%. Эти результаты вполне согласуются со значениями трещиностойкости низколегированных сталей, полученными в [12].

Сопrotивляемость зон сварного соединения исследуемых сталей страгиванию трещины практически такая же, как основного металла при 293 К. С понижением температуры до 258 К механизм разрушения изменяется на квазихрупкий, сопротивляемость страгиванию и распространению трещины уменьшается [13].

Представление докритических диаграмм разрушения в терминах предела трещиностойкости позволяет получить  $J_R$ -кривые, достаточно инвариантные к геометрическим размерам образца. Располагая такими кривыми, можно судить о сопротивлении сталей устойчивому росту трещины и склонности к неустойчивому ее распространению; их можно использовать для ранжировки сталей разных толщин. Например, полученные ранее данные [14] свидетельствуют, что сталь 14Г2АФ-У менее склонна к неустойчивому росту трещины, чем стали 17Г1С-У и ВСт.3кп.

Характер температурных зависимостей механических свойств сталей при статическом и динамическом деформировании идентичен, за исключением того, что во втором случае уровень пределов текучести  $\sigma_T$  и прочности  $\sigma_B$  выше, чем в первом. Это согласуется с известными данными [9, 12].

Анализ температурно-скоростных зависимостей предела текучести исследуемых трубных сталей показал, что кривые  $\sigma_T(T, \dot{\epsilon})$  описываются аналитической температурно-скоростной зависимостью [3, 7, 9]:

$$\ln(\sigma_T - \sigma_0) = \frac{R}{H_0} \ln \frac{\dot{\epsilon}_0}{\dot{\epsilon}} + \ln[\sigma_T(0) - \sigma_0], \quad (1)$$

где  $\sigma_0$  – атермическая постоянная напряжений, не зависящая от температуры и скорости;  $\dot{\epsilon}$  – скорость пластической деформации;  $H_0$  – константа;  $R$  – газовая постоянная;  $\sigma_T(0)$  – напряжение течения образца при абсолютном нуле температуры;  $[\sigma_T(0) - \sigma_0]$  – термически активируемая постоянная;  $\frac{R}{H_0} \ln \frac{\dot{\epsilon}_0}{\dot{\epsilon}}$  – коэффициент температурной чувствительности.

Три неизвестных параметра выражения (1) –  $\sigma_0$ ;  $[\sigma_T(0) - \sigma_0]$ ;  $\frac{R}{H_0} \ln \frac{\dot{\epsilon}_0}{\dot{\epsilon}}$

– можно найти по трем экспериментальным точкам согласно методике, описанной ранее [9].

В табл. 1 представлены экспериментальные значения параметров (1) для исследуемых сталей, по которым строили кривые температурно-зависимой части предела текучести в полулогарифмических координатах (рис. 3). Из рис. 3 видно, что экспериментальные точки хорошо описываются прямыми линиями регрессии, что подтверждает справедливость выражения (1) для низколегированных сталей.

Т а б л и ц а 1

Параметры температурно-скоростной зависимости предела текучести исследуемых сталей

Сталь	$\sigma_0$ , МПа	$\sigma_T(0) - \sigma_0$ , МПа	$\frac{R}{H_0} \ln \frac{\dot{\epsilon}_0}{\dot{\epsilon}} = \alpha \cdot 10^3$ , К <sup>-1</sup>	$\frac{\alpha_{ст}}{\alpha_{дин}}$
ВСт.3кп	260	1320	13,40	2,38
	260	1300	5,63	
17ГС	347	1320	15,40	2,29
	372	1290	6,72	
17Г1С-У	345	1320	16,00	2,30
	336	1290	6,52	
14Г2АФ-У	384	1600	16,70	2,59
	475	1180	6,45	

**Примечания.** 1. Скорость деформации при статическом нагружении  $\dot{\epsilon} = 7 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ , при динамическом –  $200 \text{ с}^{-1}$ . 2. Над чертой приведены данные при статическом нагружении, под чертой – при динамическом.

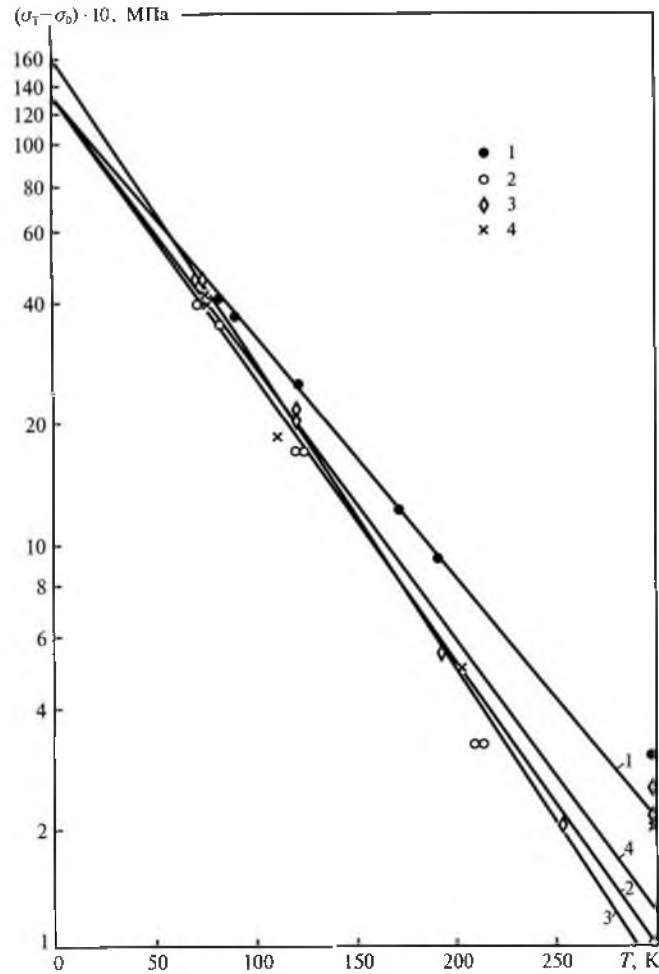


Рис. 3. Кривые температурно-зависимой части предела текучести в полулогарифмических координатах при статическом нагружении: 1 – сталь ВСт.3кп; 2 – 17ГС; 3 – 14Г2АФ-У; 4 – 17Г1С-У.

Угловым коэффициентом линии регрессии  $\frac{R}{H_0} \ln \frac{\dot{\epsilon}_0}{\dot{\epsilon}}$  определяет температурную чувствительность металла при скорости деформации  $7,3 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ . Из рис. 3 следует, что значения напряжений  $[\sigma_T(0) - \sigma_0]$  для исследуемых сталей находятся в диапазоне 1200...1600 МПа. Для малоуглеродистой стали ВСт.3кп этот параметр составил 1300...1320 МПа при статическом и динамическом нагружении [7], для стали с карбонитридным упрочнением 14Г2АФ-У – 1180...1600 МПа при аналогичных условиях нагружения, для стали 17Г1С-У – соответственно 1200...1320 МПа. Для прямошовной трубы  $\varnothing 720 \times 8$  мм из стали 17ГС на линии сплавления внутреннего шва этот параметр равен 840 МПа, для наружного шва – 660 МПа [8]. Уменьшение значения  $[\sigma_T(0) - \sigma_0]$  в сварных швах можно объяснить искажением кристаллической решетки феррита в результате сварочных процессов, что снижает сопротивление движению дислокаций в нем. Сварочный процесс влия-

ет в основном на атермическую составляющую предела текучести  $\sigma_0$ , который определяется сопротивлением атомов примесей движению дислокаций, линейным натяжением дислокационного сегмента и дальнедействующими полями напряжений. Размеры зерна, процессы наклепа и старения влияют только на атермическую составляющую предела текучести  $\sigma_0$ . Суммарные параметры  $\frac{R}{H_0} \ln \frac{\dot{\varepsilon}_0}{\dot{\varepsilon}}$  существенно отличаются для исследуемых сталей (рис. 3).

Как видно из данных табл. 1, угловой коэффициент для сталей ВСт.3кп, 17ГС, 14Г2АФ-У, 17Г1С-У при статическом деформировании соответственно в 2,38; 2,29; 2,59 и 2,30 раза больше, чем при динамическом, т.е. предел текучести сталей с понижением температуры растет более интенсивно в первом случае, чем во втором. Приведенные результаты могут служить основанием при выборе марки стали для работы трубопроводов в конкретных эксплуатационных условиях.

Ударная вязкость  $KCV$  исследуемых сталей при различных температурах разная. Так, при комнатной температуре значение  $KCV$  для стали 17Г1С-У составляет 1,1 МДж/м<sup>2</sup>, для 14Г2АФ-У – 1,6 МДж/м<sup>2</sup> и для ВСт.3кп – 0,6 МДж/м<sup>2</sup>.

Для малоуглеродистой стали ВСт.3кп величина нижней критической температуры хрупкости  $T_{кр}^H = 213$  К, в то время как для низколегированной стали 17Г1С-У прямошовной трубы для жесткой плавки – 163 К, для мягкой – 188 К [7]. При определенных температурах  $T_{кр}^H$ , свойственных каждой стали, значение  $KCV$  резко уменьшается до 0,1 МДж/м<sup>2</sup>. Кристаллический вид излома, нулевые значения  $\Delta b$  и  $f$  свидетельствуют о наступлении хрупкого разрушения надрезанных образцов при этих температурах. Температура  $T_{кр}^H$  для исследуемых сталей колеблется в диапазоне 163...243 К. Эти результаты подтверждают высокую эксплуатационную надежность и работоспособность прямошовных труб большого диаметра.

Для оценки деформационного упрочнения сталей использовали истинную диаграмму деформирования  $\sigma(\varepsilon)$ , выраженную степенной зависимостью

$$\sigma_i = A\varepsilon_i^n,$$

где  $\sigma_i$  и  $\varepsilon_i$  – интенсивность напряжений и деформаций.

На рис. 4 приведены значения коэффициентов  $n$  и  $A$  для исследуемых сталей и их сварных соединений в зависимости от температуры испытаний [7]. С понижением температуры показатель степени деформационного упрочнения  $n$  для материалов в условиях скоростного деформирования резко уменьшается, особенно интенсивно для малоуглеродистой стали ВСт.3кп: с 0,14 при 293 К до 0,03 при 213 К. Для стали 17ГС показатель  $n$  наиболее высокий: 0,17 при 293 К и 0,10 при 213 К.

Для околошовной зоны внутренних швов труб  $\varnothing 720 \times 8$  мм и  $\varnothing 530 \times 8$  мм, выполненных из стали 17ГС, показатель  $n$  практически одинаков и изменяется от 0,16 при 293 К до 0,10 при 213 К.



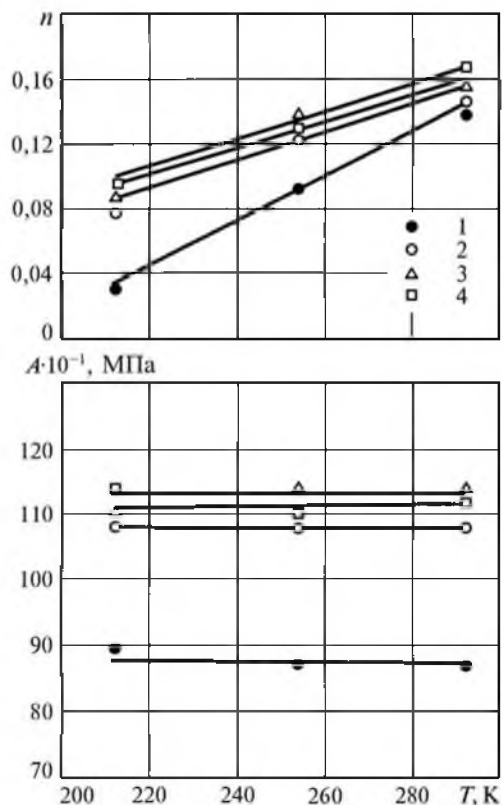


Рис. 4. Температурно-скоростные зависимости параметров  $n$  и  $A$  для исследуемых сталей и их сварных соединений: 1 – ВСт.3кп; 2 – околшовная зона внутреннего шва трубы  $\varnothing 720 \times 8$  мм из стали 17ГС; 3 – внутренний шов трубы  $\varnothing 530 \times 8$  мм из стали 17ГС; 4 – основной металл трубы  $\varnothing 1220 \times 12$  мм из стали 17Г1С-У.

Коэффициент  $A$  для исследуемых сварных швов в диапазоне температур 213...293 К практически не изменяется: 1080...1150 МПа [7].

Для оценки сопротивляемости хрупкому разрушению наряду с механическими свойствами сталей важное значение имеет величина сопротивления отрыву  $S_{отр}$ , которую определяли по методикам, предложенным в [9, 17]. Как видно из данных табл. 2, значения  $S_{отр}$  хорошо согласуются между собой.

Т а б л и ц а 2

Сравнение значений  $K_{1c}^0$ , рассчитанных по формулам (3), (9) (статическое деформирование)

Сталь	$\sigma_T(0) - \sigma_0$ , МПа	$S_{отр}$ , МПа	$d$ , мм	$K_{1c}^0$ , МПа $\sqrt{м}$ , по формулам	
				(3)	(9)
ВСт.3кп	1300	1040	0,0200	10,30	10,0
17ГС	1320	1440	0,0095	6,74	7,2
17Г1С-У	1320	1530	0,0075	6,30	6,4

Об уровне анизотропности исследуемых сталей свидетельствуют показатели их микроструктуры. Все стали обладают практически одинаковой объемной долей перлита и феррита, за исключением ВСт.3кп, у которой содержание перлита ниже, а феррита – выше. Средний размер ферритных зерен  $d$  для сталей разный. Для стали ВСт.3кп он наибольший и составляет 0,020 мм, для стали 14Г2АФ-У – наименьший. Анализ гистограмм и распределения размеров зерен (по 1000 зерен каждого материала) показал, что сталь ВСт.3кп имеет наибольшее число зерен с диаметром 16...32 мкм, для остальных сталей этот показатель находится в интервале 7,5...9,5 мкм. Результаты, полученные в Институте проблем прочности им. Г. С. Писаренко НАН Украины, свидетельствуют о том, что структура трубных сталей весьма анизотропна [12].

Теоретическое обоснование и экспериментальное определение критического напряжения  $\sigma_{кр}$ , а также физические основы разрушения металлов с позиции сопротивления отрыву  $S_{отр}$  и температуры нулевой пластичности  $T_{н.п}$  рассмотрены в [9]. Определение сопротивления микроскола материала приведено ранее [18].

Для установления зависимости критического коэффициента интенсивности напряжений (ККИН) от температуры, скорости деформирования, показателя деформационного упрочнения и структуры металла используем модель зарождения микротрещины на некотором небольшом расстоянии от вершины и дальнейшее ее слияние с магистральной трещиной [1, 2]. Правомочность принятия такой модели разрушения для низколегированных сталей оправдана тем, что под действием приложенного напряжения в результате пластической деформации вершина трещины притупляется и на некотором расстоянии от нее на линии продолжения трещины имеет место существенное трехосное растяжение [19]. Дальнейшее продвижение магистральной трещины не связано с последующим нарушением атомных связей в вершине трещины, а происходит путем зарождения микротрещины на расстоянии  $\rho_c$  от вершины трещины и слиянии ее с магистральной трещиной [1, 2, 19].

Согласно модели зарождения микротрещины в вершине надреза при разрушении в условиях плоской деформации упрочняющегося по степенному закону материала справедливо соотношение [1]

$$\left(\frac{\sigma_T}{\sigma_c}\right)^{(1-n)/2n} = \frac{K_\mu}{K_{1c}}, \quad (2)$$

где  $\sigma_T$  – физический предел текучести;  $n$  – показатель степени деформационного упрочнения материала;  $K_\mu$  – параметр, характеризующий микромеханизм разрушения, заключающийся в зарождении на расстоянии  $\rho_c$  от вершины трещины при локальном напряжении скола  $\sigma_c$  микротрещины и последующем ее слиянии с магистральной трещиной,  $K_\mu = \sigma_c \sqrt{\pi \rho_c}$ ;  $\sigma_c$  – напряжение скола, допускающее несколько различных способов экспериментального определения.

Ни  $\rho_c$ , ни  $\sigma_c$  не зависят от температуры и скорости деформации, которые входят в соотношение (2) только через  $K_\mu$ ,  $\sigma_T$ ,  $K_{1c}$ ,  $n$  [1, 2].

Практическая реализация модели встречного разрушения, т.е. установление связи  $K_{1c}$  с температурной зависимостью предела текучести  $\sigma_T(T)$ , может быть осуществлена только при определенных значениях  $K_\mu$  и  $\sigma_c$  [1–3].

В работе [20] значение  $\rho_c$  варьируется от одного до двух диаметров зерна. Используем равенство  $\rho_c \approx d$ , т.е. в принятой микромеханической модели разрушения расстояние  $\rho_c$  равно диаметру зерна феррита  $d$  [3, 12].

Проведенные в [1] расчеты на ЭВМ показали, что выбор величины  $K_\mu$  не влияет на зависимость отношения  $K_{1c}/K_\mu$  от  $\dot{\epsilon}$  и других параметров, т.е. характер температурно-скоростной зависимости отношения  $K_{1c}/K_\mu$  аналогичен наблюдаемым в эксперименте зависимостям  $K_{1c}$  от  $T$  и  $\dot{\epsilon}$ . Это свидетельствует о том, что  $K_\mu$  – величина постоянная и не зависит от температуры  $T$  и скорости деформации  $\dot{\epsilon}$ . Этому условию соответствует значение  $K_{1c}$  при  $T = 0$ , т.е.  $K_\mu = K_{1c}^0$ .

В [2] приведено соотношение  $K_{1c\min} = K_\mu$ , иными словами,  $K_\mu$  в выражении (2) представляет собой нижний порог трещиностойкости материала, структура которого обеспечивает микромеханизм разрушения, характеризуемый параметрами  $\rho_c$  и  $\sigma_c$  [2]. С дальнейшим уменьшением размера критической пластической зоны при неизменном микромеханизме разрушения условие  $K_{1c\min} = K_\mu$  будет по-прежнему сохраняться, т.е. соотношение (2) предполагает наличие низкотемпературного плато на температурной зависимости трещиностойкости [2], которое обычно наблюдается экспериментально. Условие  $K_{1c\min} = K_\mu$  отражает фундаментальное свойство материала – его минимальную способность сопротивляться хрупкому разрушению.

Выражение для  $K_\mu = \sigma_c \sqrt{\pi \rho_c}$  [1, 2] на основании приведенных экспериментальных данных и с учетом инвариантности  $\sigma_c$  и  $[\sigma_T(0) - \sigma_0]$  к температуре  $T$  и скорости деформации  $\dot{\epsilon}$  [3] можно записать в виде

$$K_\mu = K_{1c}^0 = [\sigma_T(0) - \sigma_0] \sqrt{\pi d}. \quad (3)$$

Согласно [4] зависимость ККИН от термоактивируемой части предела текучести (эффективного напряжения) и температуры  $T$  описывается соответственно формулами

$$\ln \frac{K_{1c}}{K_{1c}^0} = m \ln \left[ \frac{\sigma_T(0) - \sigma_0}{\sigma_T - \sigma_0} \right]; \quad (4)$$

$$K_{1c} = K_{1c}^0 \exp(\alpha m T), \quad (5)$$

где  $K_{1c}^0$  – значение  $K_{1c}$  при абсолютном нуле температуры;  $\alpha$  – угловой коэффициент, который определяет температурную чувствительность предела текучести при данной скорости деформации,  $\alpha = \frac{R}{H_0} \ln \frac{\dot{\epsilon}_0}{\dot{\epsilon}}$ .

В координатах  $\ln \frac{K_{1c}}{K_{1c}^0} - \ln \left[ \frac{\sigma_T(0) - \sigma_0}{\sigma_T - \sigma_0} \right]$  зависимость (4) представляет собой прямую линию с угловым коэффициентом  $m$ , что экспериментально подтверждается нашими результатами.

Из выражений (2) и (5) можно определить угловой коэффициент  $m$  через термоактивационные параметры напряжения течения с учетом температуры и показателя деформационного упрочнения металла  $n$ :

$$m = \frac{1-n}{2n} \frac{\ln \frac{\sigma_T(0) - \sigma_0}{\sigma_T}}{\alpha T}. \quad (6)$$

Подставив  $m$  из (6) в (5), с учетом (3) получим

$$K_{1c} = [\sigma_T(0) - \sigma_0] \sqrt{\pi d} \left[ \frac{\sigma_T(0) - \sigma_0}{\sigma_T} \right]^{\frac{1-n}{2n}}. \quad (7)$$

Величину  $d$  можно определить по формуле [9]

$$S_{отр} = 200 + 115d^{-1/2}. \quad (8)$$

Подставив значения  $\sqrt{d}$  из (8) в (7), получим

$$K_{1c} = B \sigma_T^{-(1-n)/2n}; \quad B = K_{1c}^0 [\sigma_T(0) - \sigma_0]^{(1-n)/2n};$$

$$K_{1c}^0 = 115 \sqrt{\pi} \frac{\sigma_T(0) - \sigma_0}{S_{отр} - 200}. \quad (9)$$

Таким образом, с помощью выражений (7) и (9) установлена зависимость  $K_{1c}$  от температурно-скоростной зависимости предела текучести, диаметра зерна феррита, сопротивления отрыву, показателя деформационного упрочнения и термоактивируемой части напряжения течения металла. Все характеристики и свойства металла, входящие в правую часть этих выражений, могут быть определены при испытании одних только гладких образцов на одноосное растяжение.

Результаты расчетов  $K_{1c}^0$  по формулам (3) и (9) для низколегированных трубных сталей приведены в табл. 2. Значения  $S_{отр}$  определялись как точка пересечения кривых  $\sigma_T(0)$ ,  $\sigma_b(b)$ . Как видно, максимальные значения  $K_{1c}^0$  отличаются на 6%. Эти данные соответствуют значениям  $K_{1c \min}$  для сталей ВСт.Зкп, 17ГС, 17Г1С-У [12].

Справедливость формулы (9) экспериментально подтверждена в работах [1, 2].

## Выводы

1. Зависимость  $K_{Ic}^0$  от термоактивируемой части предела текучести и принятая микромеханическая модель разрушения позволили связать физику и механику разрушения, а также структуру металла. Кроме того, по результатам испытания одних только гладких образцов на растяжения, не прибегая к испытаниям крупногабаритных образцов с трещинами, определена трещиностойкость сталей низкой и средней категории прочности.

2. Предложенные разработки могут применяться на практике для приближенной оценки трещиностойкости трубных сталей по механическим характеристикам, приведенным в (9), для экспресс-оценки предполагаемой трещиностойкости разрабатываемых новых марок трубных сталей.

## Резюме

Досліджуються температурні залежності механічних характеристик і тріщиностійкості сталей 17Г1С-У, 17ГС, 14Г2АФ-У, ВСт.Зкп та їх зварних з'єднань – прямошовних труб. На основі результатів досліджень гладких мікрорізків на осьовий розтяг теоретично визначено критичне значення коефіцієнта інтенсивності напружень. Експериментально встановлено температурно-швидкісні залежності механічних характеристик металу труб великого діаметра.

1. Красовский А. Я. Хрупкость металлов при низких температурах. – Киев: Наук. думка, 1980. – 340 с.
2. Красовский А. Я., Плювинаж Г. Параметры структуры, контролирующие трещиностойкость конструкционных материалов // Пробл. прочности. – 1994. – № 1. – С. 18 – 30.
3. Саидов Г. И. Трещиностойкость сталей низкой и средней прочности. – Ташкент: Фан, 1989. – 97 с.
4. Саидов Г. И. Методика определения критического коэффициента интенсивности напряжений и температуры вязко-хрупкого перехода для сталей низкой и средней прочности // Завод. лаб. – 1985. – № 8. – С. 71 – 74.
5. Остсемин А. А. Определение работы распространения трещины трубных сталей по их механическим свойствам // Там же. – 1990. – № 11. – С. 83 – 86.
6. Саидов Г. И., Остсемин А. А. Исследование температурных зависимостей механических свойств трубных сталей при статическом и динамическом нагружении // Пробл. прочности. – 1983. – № 12. – С. 98 – 100.
7. Саидов Г. И., Моношков А. Н., Остсемин А. А. Температурные зависимости механических свойств основного металла и сварных соединений труб большого диаметра // Там же. – № 6. – С. 108 – 110.

8. *Остсемин А. А.* Температурные зависимости механических свойств сварных соединений и основного металла труб большого диаметра при динамическом нагружении // Завод. лаб. – 2002. – **68**, № 7. – С. 46 – 50.
9. *Копельман Л. А.* Сопротивляемость сварных узлов хрупкому разрушению. – Л.: Машиностроение, 1978. – 232 с.
10. *Копельман Л. А., Саидов Г. И.* Установка для определения механических свойств металла различных зон сварного соединения при скоростном деформировании в широком диапазоне низких температур // Завод. лаб. – 1972. – **48**, № 11. – С. 1389 – 1393.
11. *Саидов Г. И., Остсемин А. А.* Установка для определения механических свойств микрообразцов при статическом деформировании в диапазоне температур 77–293 К // Пробл. прочности. – 1985. – № 11. – С. 117 – 118.
12. *Красовский А. Я., Красико В. Н.* Трещиностойкость сталей магистральных трубопроводов: – Киев: Наук. думка, 1990. – 176 с.
13. *Остсемин А. А.* Исследование сопротивляемости разрушению сварных труб на образцах, испытываемых по схеме “изгиб–растяжение” // Свароч. пр-во. – 1991. – № 10. – С. 11 – 13.
14. *Матвиенко Ю. Г., Остсемин А. А., Никешичева Е. В.* Методика оценки склонности материалов к неустойчивому росту трещины // Завод. лаб. – 1987. – № 12. – С. 65 – 67.
15. *Остсемин А. А., Денискин С. А., Ситников Л. А.* К вопросу определения коэффициента интенсивности напряжений образца, испытываемого по схеме “изгиб–растяжение” // Пробл. прочности. – 1984. – № 1. – С. 81 – 85.
16. *Патон Б. Е., Труфяков В. И., Кирьян В. И.* Требования к вязкости стали для магистральных газопроводов при постановке в них гасителей протяженных разрушений // Автомат. сварка. – 1982. – № 12. – С. 5 – 9.
17. *Копельман Л. А., Саидов Г. И.* Сопоставление результатов испытаний малоуглеродистых сталей на ударный изгиб и одноосное растяжение // Там же. – 1975. – № 3. – С. 29 – 34.
18. *Шахматов М. В., Ерофеев В. В., Остсемин А. А., Саидов Г. И.* Определение сопротивления микросколу материалов с использованием диаграммы пластичности // Пробл. прочности. – 1984. – № 3. – С. 105 – 107.
19. *Rice J. R. and Rosengren G. F.* Plane strain deformation near a crack tip in a law hardening material // J. Mech. Phys. Solids. – 1968. – **16**, No. 1. – P. 1 – 12.
20. *Нотт Дж. Ф.* Основа механики разрушения. – М.: Металлургия, 1978. – 256 с.

Поступила 09. 01. 2003