УДК 621.789.14 DOI: 10.33622/0869-7019.2020.10.39-47

О необходимости учета анизотропии ударной вязкости в инженерной практике

Виталий Михайлович ГОРИЦКИЙ, доктор технических наук, директор института, e-mail: v.goritskij@stako.ru

Георгий Рафаилович ШНЕЙДЕРОВ, кандидат технических наук, зав. лабораторией, e-mail: oem@stako.ru

ЗАО «ЦНИИПСК им. Мельникова», 117997 Москва, ул. Архитектора Власова, 49

Аннотация. *Рассмотрено влияние химического состава и структурных факторов (перлит, включения различного состава) на коэффициент анизотропии ударной вязкости, определяемый отношением ударной вязкости вдоль проката к ударной вязкости поперек проката. Исследована связь значений этого коэффициента с появлением на зависимости ударной вязкости поперек проката доли вязкой составляющей в изломе, перелома, указывающего на действие первой стадии низкоэнергетического механизма разрушения сдвигом в окрестности надреза. Подробно рассмотрены особенности зарождения микротрещин в зоне влияния сварного соединения. С использованием критериев критической температуры хрупкости приведены результаты исследования влияния коэффициента анизотропии ударной вязкости на степень охрупчивания поперечных образцов относительно продольных. Указаны структурные факторы, определяющие степень охрупчивания конструкционных сталей после контролируемой прокатки и термомеханической обработки. Предложена классификация конструкционных сталей по уровню изотропности их ударной вязкости, обеспечивающая условия для повышения механической безопасности сварных конструкций.*

Ключевые слова: *листовой прокат, коэффициент анизотропии ударной вязкости, критическая температура хрупкости, неметаллические включения, ферритно-перлитные стали, высокопрочные стали, структура.*

ON THE NEED TO TAKE INTO ACCOUNT THE ANISOTROPY OF IMPACT TOUGHNESS IN ENGINEERING PRACTICE

Vitaliy M. GORITSKIY, e-mail: v.goritskij@stako.ru

Georgy R. SHNEYDEROV, e-mail: oem@stako.ru

Melnikov Central Research and Design Institute of Steel Structures, ul. Arkhitektora Vlasova, 49, Moscow 117997, Russian Federation

Abstract. *The article deals with the influence of the chemical composition and structural factors (pearlite, inclusions of various compositions) on the anisotropy coefficient of the impact toughness, determined by the ratio of the impact toughness along the rolled product to the impact toughness across the rolled products. The relationship of values of this coefficient with the appearance of the fraction of the viscous component the on the dependence of impact strength across the rolled product in the fracture, fracture, indicating the action of the first stage of low-energy mechanism of destruction of a shift in the area of the incision was investigated. The features of microcrack formation in the zone of influence of the welded joint are considered in detail. Using the criteria of the critical brittleness temperature, the results of the influence of the impact anisotropy coefficient on the degree of embrittlement of transverse samples relative to longitudinal ones are presented. Structural factors that determine the degree of embrittlement of structural steels after controlled rolling and thermomechanical processing are indicated. A classification of structural steels according to the level of isotropy of their impact strength is proposed, which provides conditions for improving the mechanical safety of welded structures.*

Key words: *sheet products, impact toughness anisotropy coefficient, critical brittleness temperature, non-metallic inclusions, ferrite-pearlite steels, high-strength steels, structure.*

Введение

Применение технологии контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением, а затем и термомеханической обработки (ТМО) позволило резко повысить уровень прочности, хладостойкости, вязкости и трещиностойкости сталей [1—6]. В связи с накоплением опыта применения высокопрочных сталей возникла необходимость выяснения природы появления расслоений (расщеплений) и их роли в определении уровня ударной вязкости и вязкохрупкого перехода [7—11]. Результаты проведенных исследований выявили сложную картину образования дефектов в случае развития расслоений, приводящих к слоистым разрушениям [8, 9]. Авторы работы [8] пришли к выводу, что при хрупком слоистом разрушении следует избегать применения конструкций с жесткими сварными соединениями. По мнению других исследователей [3, 10, 11], образование расслоений способствует повышению вязкости сталей, сдвигая вязкохрупкий переход в область более низких температур. Однако до сих пор не проводились систематические исследования по вкладу структурных факторов и направлению вырез-

© ГОРИЦКИЙ В. М., ШНЕЙДЕРОВ Г. Р., 2020

ки образцов относительно направления прокатки в зарождение расслоений при испытании на ударную вязкость и статическую вязкость разрушения.

Экспериментально установленный факт заметного различия ударной вязкости для продольных и поперечных образцов отмечали неоднократно. Но этот факт, как правило, не находил объяснения и тем более не делались попытки понять, что это могло бы дать для инженерной практики.

В работе [12] с использованием корреляционного анализа установлено, что в толстолистовой стали 30Н4МДФА толщиной 85 мм (19 плавок) при вариации содержания фосфора в диапазоне 0,006—0,02 мас. % выявлена связь коэффициента анизотропии ударной вязкости KCU с содержанием кислорода и серы. Коэффициент анизотропии ударной вязкости определяли как отношение ударной вязкости KCU вдоль проката к ударной вязкости в Z-направлении (по толщине проката).

Обстоятельные исследования по изучению эффекта анизотропии ударной вязкости в листовой стали представлены в работе [13]. Стали с ферритно-перлитной структурой существенно различались по содержанию серы (0,002—0,05 мас. %), углерода (0,08—0,2 мас. %) и твердости (110—268 HV10). В качестве меры анизотропии ударной вязкости стали использовали коэффициент анизотропии ударной вязкости K_a. Согласно [13, 14] для исследованных листовых сталей, применяемых в строительстве и на трубопроводном транспорте, значение K_a варьируется в диапазоне 1—3,9. При этом было установлено, что оно возрастает с увеличением в стали содержания серы, вследствие образования включений сульфидов, и углерода из-за образования колоний перлита. При этом K_a не зависит от размера зерна феррита и твердости стали.

Цель работы — обобщение накопленных данных о влиянии структурных факторов на развитие анизотропии ударной вязкости и на механические характеристики сталей, а также разработка предложений по минимизации влияния аномально высоких значений коэффициента анизотропии на механическую безопасность сварных конструкций.

Материалы и методика экспериментов

Химический состав исследованных ферритно-перлитных сталей приведен в *табл. 1.* Испытание на растяжение ($\dot{\varepsilon}$ = 3,5·10^{-4} с$^{-1}$) выполняли на разрывной машине ЦДМ-5, а на ударный изгиб — на маятниковом копре PSWO-30. Характеристики сопротивления хрупкому разрушению устанавливали на продольных и поперечных образцах типа Шарпи (тип 11 по ГОСТ 9454). Испытания ударных образцов проводили в диапазоне температур +20...—90 °С.

Коэффициент анизотропии ударной вязкости K_a определяли по формуле $K_a = KCV^{пр}/KCV^{п}$, где $KCV^{пр}$ и $KCV^{п}$ — ударная вязкость на продольных и поперечных образцах соответственно при одинаковой температуре испытания. Использовали в среднем 4—6 «шагов» испытания значений K_a; их рассчитывали как среднее по всем шагам испытания.

Исследование структуры осуществляли на оптическом микроскопе Неофот-32 при увеличении от 100 до 500 раз. Травление продольных и поперечных шлифов производили 3 %-ным раствором азотной кислоты в этиловом спирте. Размер зерна феррита оценивали в соответствии с ГОСТ 5639—82 «Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна», а степень

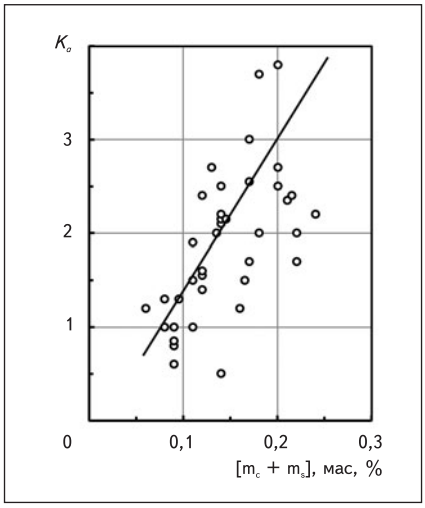


Рис. 1. ***Влияние совместного содержания углерода [m_C] и серы [m_S], мас. %, на значение K_a в ферритно-перлитной стали [21]***

полосчатости ферритно-перлитной структуры — по ГОСТ 5640—68 «Сталь. Металлографический метод оценки микроструктуры листов и ленты». Электронно-фрактографические исследования и анализ химического состава неметаллических включений выполняли на сканирующем электронном микроскопе Hitachi S-500 с приставкой микроанализатором X-act.

Результаты экспериментов и их обсуждение

На *рис. 1* с помощью табулированных данных работы [13] представлена связь значения K_a с совместным содержанием углерода [m_C] и серы [m_S], мас. %. Эта связь удовлетворительно описывается уравнением регрессии $K_a = -1 + 2{,}08\ [m_C + m_S]$. Следует отметить, что экспериментальные данные, представленные в работе [13], были получены при исследовании характеристик сталей с целью проверки их качества и соответствия нормативным требованиям за период 2010—2013 гг. Для сравнения рассмотрим механические свойства сталей, испытанных за период 2015—2020 гг.

Химический состав исследо-

1. Химический состав исследованных ферритно-перлитных сталей, мас. %

Марка стали (условная плавка или партия)	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	S	P	Al	Ti	W	Mo	B	V	Nb	Ca
14ХГНДЦ пл. 1*	0,119	0,45	1,02	0,60	0,56	0,40	0,001	0,009	0,026	0,019	–	–	0,000	0,000	–	–
пл. 2	0,074	0,43	0,45	0,78	0,17	0,31	0,0003	0,10	0,04	0,005	–	–	0,001	0,006	–	–
пл. 3	0,08	0,44	0,46	0,75	0,17	0,30	0,0035	0,09	0,044	0,005	–	–	0,002	0,006	–	–
пл. 4	0,062	0,43	0,46	0,75	0,18	0,31	0,0000	0,09	0,037	0,005	–	–	0,000	0,005	–	–
10Г2СФБ	0,13	0,44	1,52	0,038	0,06	0,04	0,007	0,016	–	0,005	–	–	–	0,070	0,033	–
12Г2Б (пл.1)	0,12	0,35	1,48	0,03	0,03	0,017	0,008	0,018	–	0,003	–	–	–	0,006	0,028	–
(пл. 2)	0,12	0,035	1,50	0,03	0,03	0,018	0,10	0,019	–	0,003	–	–	–	0,006	0,030	–
12ГСБ (парт. 1)	0,14	0,32	1,40	0,03	0,02	0,02	0,005	0,014	0,030	0,006	–	–	–	0,005	0,033	< 0,001
(парт. 10)	0,14	0,30	1,38	0,03	0,02	0,02	0,008	0,013	0,040	0,007	–	–	–	0,005	0,026	0,001
(парт. 7)	0,13	0,30	1,35	0,09	0,03	0,04	0,007	0,017	0,04	0,007	–	–	–	0,005	0,030	0,004
(парт. 8)	0,15	0,28	1,33	0,04	0,04	0,04	0,010	0,18	0,044	0,007	–	–	–	0,005	0,028	0,0015
17ГС	0,195	0,46	1,40	0,05	0,05	0,09	0,020	0,035	0,001	–	–	–	–	–	–	–
09Г2С	0,10	0,55	1,55	0,055	0,185	0,085	0,003	0,012	0,031	0,004	–	0,006	–	0,003	0,01	–
Severdom 420	0,10	0,041	1,41	0,02	0,03	0,02	0,006	0,011	0,034	0,002	0,043	0,016	–	–	0,039	–
С375-3	0,17	0,33	1,47	0,03	0,02	0,04	0,004	0,009	0,021	–	–	–	–	–	0,02	–
09Г2ФБ пл. 1	0,11	0,12	1,64	0,03	0,05	0,05	0,003	0,015	0,039	0,021	–	0,007	–	0,067	0,026	–
пл. 2	0,10	0,22	1,65	0,03	0,05	0,05	0,003	0,015	0,038	0,019	–	0,007	–	0,067	0,027	–
17Г1СУ пл.1	0,17	0,38	1,43	0,03	0,03	0,03	0,017	0,015	0,032	0,003	–	0,007	–	0,028	0,034	–
17Г1С пл. 5	0,16	0,34	0,94	0,16	0,41	0,07	0,024	0,023	0,005	0,016	–	0,005	–	0,004	0,030	–
17ГС пл. 1	0,16	0,38	1,08	0,15	0,43	0,07	0,026	0,022	0,009	0,019	–	0,004	–	0,004	<0,001	–
17Г1С пл. 7	0,18	0,33	1,45	0,02	0,02	0,03	0,014	0,020	0,073	0,003	–	0,004	–	0,056	0,030	–
17Г1С пл. 8	0,17	0,33	1,46	0,02	0,02	0,03	0,015	0,020	0,073	0,003	–	0,004	–	0,056	0,033	–

Примечания. 1. Принятые сокращения: пл. – плавка; парт. – партия.

2. Звездочка означает, что в этой плавке содержится 0,005 мас. % As.

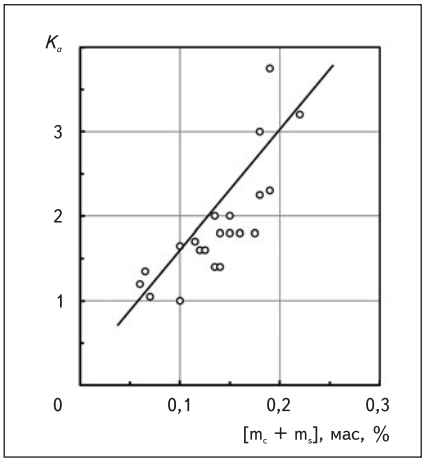


Рис. 2. ***Связь значений K_a с совместным содержанием в ферритно-перлитной стали углерода и серы [m_C+m_S], мас. %***

ванных сталей приведен в *табл. 1*. В ней представлены стали, применяемые в строительстве и на трубопроводном транспорте. Как видно из *табл. 1*, стали содержали 0,062—0,195 мас. % C, 0,45—1,65 мас. % Mn, 0—0,019 мас. % Ti, 0—0,039 мас. % Nb, 0—0,067 мас. % V. Исследуемые стали характеризовались высокой чистотой по содержанию серы и фосфора. Из 22 композиций 13 имели содержания серы 0,001—0,016 мас. %, пять композиций — до 0,025 мас. % S. Содержание фосфора варьировалось в диапазоне 0,009—0,035 мас. %.

На *рис. 2* показана связь значений K_a с совместным содержанием в ферритно-перлитной стали углерода и серы [m_C + m_S]. Видно, что по сравнению с *рис. 1* наблюдается меньшая степень рассеяния экспериментальных значений K_a относительно прямой линии регрессии: K_a = −0,75 + 1,7[m_C + m_S] мас. %. Наклон прямых зависимости $K_a = f(m_C + m_S)$ для обеих выборок практически совпадает. Следует отметить, что доля значений $K_a > 2$ на *рис. 1* заметно превышает долю $K_a > 2$ на *рис. 2*. Согласно результатам корреляционного анализа коэффициент линейной корреляции пары K_a-[m_C] достигает $R = 0{,}68$ (R_2 = 46,24 %), тогда как для пары K_a-[m_S] — $R = 0{,}167$ (R_2 = 2,79 %). Вероятно, это связано, как говорилось ранее, с более высокой чистотой стали по содержанию серы в ферритно-перлитной стали *(см. табл.1)*.

Как показано в работах [13—16], высокопрочные стали со структурой феррит+бейнит, произведенные по технологии ТМО в ЕС и России, обнаруживают склонность к существенному повышению K_a. Согласно [13, 17] в высокопрочных сталях, микролегированных системой Ti + Nb + V при наличии в металле 0,08 мас. % Ti и более, резко возрастает вероятность повышения значений K_a. На *рис. 3* показано влияние совместного содержания [m_{Ti} + m_{Al}] на значение K_a. Видно, что из 34 композиций высокопрочных сталей 17, т. е. 50 %, имеют значения $K_a \geqslant 2$. Некоторые композиции достигают значения K_a = 8,7. Это означает, к примеру, для продольных ударных образцов при $KCV^{пр}$ = 50 Дж/см^2, что превышает нормативное значение KCV = 34 Дж/см^2, получение (при K_a = 8,7) для поперечных образцов $KCV^{п}$ = 5,8 Дж/см^2. Последнее соответствует полностью хрупкому разрушению, когда излом образца целиком кристаллический. По данным корреляционного анализа, для связи K_a-[m_{Ti} + m_{Al}] линейный коэффициент корреляции R равняется 0,128. Столь низкие значения K_a обусловлены присутствием в выборе аномально высоких значений K_a. Они достигают K_a = 4,9 и даже 8,7. Значение K_a = 12,2 не представлено в выборке по причине появления в стали Strenx 650 MC микрорасслоений протяженностью L = 0,2 мм.

По данным микрорентгеноспектрального анализа [14], титан и алюминий образуют сложные включения, когда сначала образуется оксид Al_2O_3, на который осаждается нитрид (карбонитрид) Ti(C,N). Сложно образованные крупные включения при прокатке дробятся, формируя цепочки включений, вокруг которых возникают крупные ямки, а затем и расслоения.

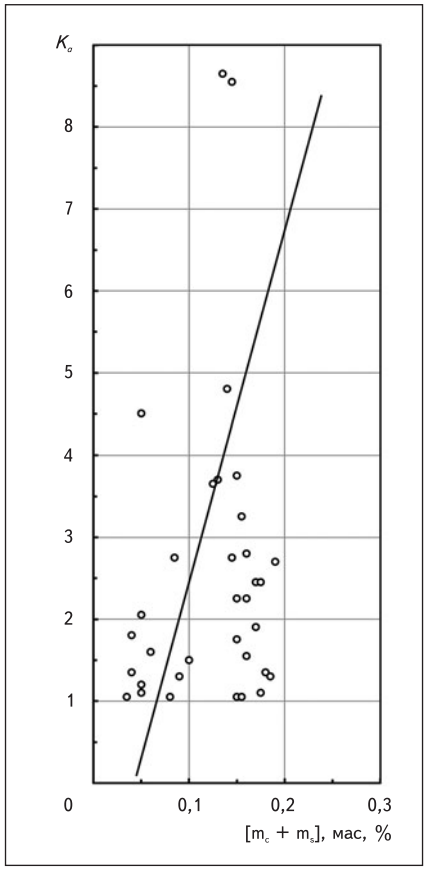


Рис. 3. ***Влияние совместного содержания титана и алюминия [m_{Ti}+m_{Al}] на значение K_a высокопрочных сталей, произведенных по технологии ТМО в ЕС и России***

Почему высокий коэффициент анизотропии ударной вязкости опасен для стальных сварных металлоконструкций

В нормативно-технических документах России анизотропия удврной вязкости практически не регламентируется. В стандартах Евросоюза регламентируются значения ударной вязкости для продольных и поперечных образцов отдельно, т. е. косвенно регламентируется степень анизотропии ударной вязкости. При

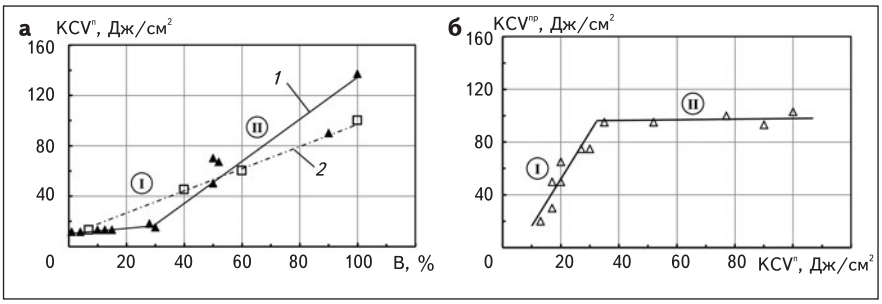


Рис. 4. *Связь значений KCV^n (1) и $KCV^{пр}$ (2) с долей вязкой составляющей в изломе B (а) и $KCV^{пр}$ с KCV^n (б) для высокопрочной стали Strenx 650 MC при толщине листа 6 мм (I — участок низкоэнергетического разрушения сдвигом; II — участок высокоэнергетического разрушения по механизму нормального отрыва)*

этом регламентация значений KCV производится для каждой температуры испытания. Согласно EN 10025-4:2004 [18] для свариваемой мелкозернистой стали после термомеханической обработки используются семь шагов температуры испытания для стали в хладостойком исполнении и четыре шага — в обычном исполнении. Среднее отношение KCV для продольных образцов к KCV поперечных образцов по всем шагам испытания для сталей S275M...S460M достигает K_a = 1,82. Это отношение для сталей, подвергнутых ТМО, следует принять как допустимое. Соответственно, значение K_a = 2 и выше принимаем как высокое [17]. Следует отметить, что для закаленно-отпущенных сталей значения K_a, рассчитанные нами по данным EN 10025-6:2004 [19], достигают 2,24 (четыре шага температуры испытания).

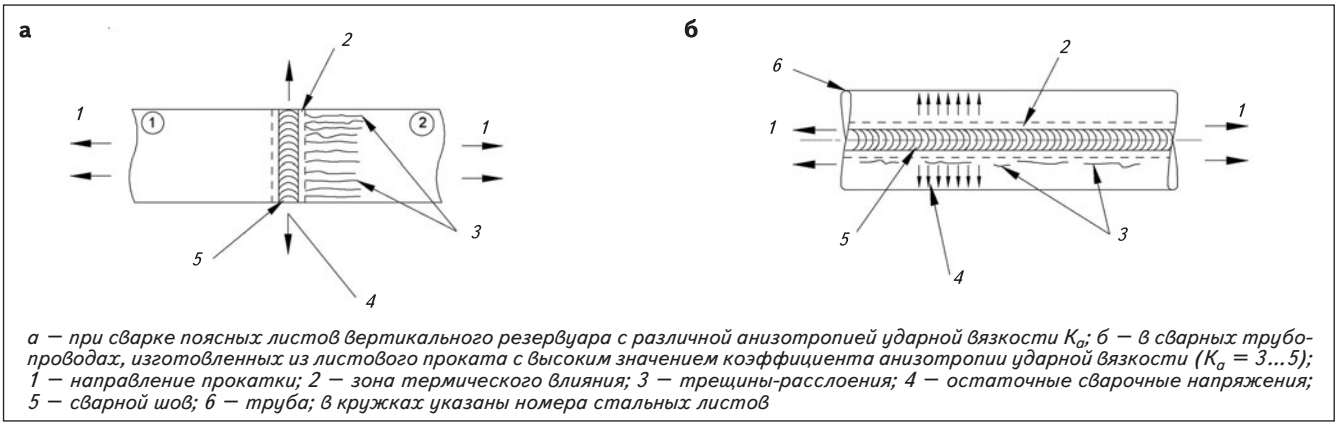
Повышение коэффициента анизотропии ударной вязкости в сталях соответствует росту критической температуры хрупкости на поперечных образцах по энергетическому критерию $\Delta T_{34} = T_{34}^{пр} - T_{34}^{п}$, где $T_{34}^{пр}$ и $T_{34}^{п}$ — критическая температура хрупкости, устанавливаемая по температуре испытания, при которой достигается нормативное значение KCV, в данном случае 34 Дж/см^2 [17]. Аналогичным образом определяется степень охрупчивания по деформационному критерию (виду излома) и значение $\Delta T_{50} = T_{50}^{пр} - T_{50}^{п}$.

ГОСТ 27772—2015 «Прокат для строительных стальных конструкций. Общие технические условия» для сталей С440, С550 и С590 при температуре испытания −40 и −60 °С регламентирует требование $KCV^{-40} \geqslant 66$ и $KCV^{-60} \geqslant 66$ Дж/см^2 для рассматриваемых сталей. Для указанных сталей при значении $K_a \leqslant 2$ имеем KCV^{-40} и $KCV^{-60} \geqslant 34$ Дж/см^2. Иными словами, требование к сталям классов прочности С440, С550 и С590 не выполняется, но оно соответствует требованиям к стали С390 ($KCV^{-60} \geqslant 29$ Дж/см^2) или приближается к ним при $KCV^{-40} \geqslant 34$ Дж/см^2. Отсюда следует, что прокат, у которого значение $K_a > 2$, содержит риск повреждения и даже разрушения металлоконструкций.

Согласно результатам корреляционно-регрессионного анализа для высокопрочных сталей, у которых $K_a \geqslant 2$, значение R для связи ΔT_{50}-[$m_{Ti} + m_{Al} + m_C + m_S$] достигает R = 0,689 (R_2 = 47,47 %) [17]. Значение R для связи ΔT_{34}-[$m_{Ti} + m_{Al} + m_C + m_S$] несколько меньше: R = 0,566 (R_2 = 32,04 %). В интервале значений K_a = 2...8,7 величина охрупчивания поперечных образцов как по критерию ΔT_{50}, так и по критерию ΔT_{34} достигает 50...60 °С. Столь существенное охрупчивание поперечных образцов недопустимо в инженерной практике.

Аномально высокие значения K_a предполагают возможность изменения механизма разрушения в процессе распространения трещины, по крайней мере, для поперечных образцов. Подробно это явление рассмотрено в работе [16]. На *рис. 4* представлена связь ударной вязкости KCV с долей вязкой составляющей в изломе B для высокопрочной стали Strenx 650 MC (толщина листа 6 мм). Видно, что на поперечных образцах выявляется перегиб на зависимости KCV-B. Выделяются два участка. Участок I характеризуется аномально низкой энергоемкостью разрушения. Работа распространения трещины A_P, определяемая тангенсом угла наклона зависимости KCV-B, равна 1,2 Дж/см^2. Столь низкая работа распространения трещины обусловлена действием сдвигового механизма разрушения, который начинает развиваться у основания надреза. Протяженность участка I составляет 2,4 мм (сечение образца в плоскости надреза равно 8 мм).

Участок II характеризуется значением A_P на два порядка выше: A_P = 121 Дж/см^2 и соответствует работе разрушения в условиях нормального отрыва (ямочный механизм разрушения). Таким образом, для исследуемой высокопрочной стали, обладающей высоким K_a = 8,7, разрушение происходит в две стадии: стадия сдвига и стадия нормального вязкого отрыва. При ограниченном запасе вязкости стали разрушение на этапе II может реализоваться по хрупкому механизму: транскристаллитному сколу (как показано выше). Ранее [20] наличие перегиба на зависимости KCV-B было установлено на ударных образцах, изготовленных из зоны термического влияния сварки сталей



а — при сварке поясных листов вертикального резервуара с различной анизотропией ударной вязкости K_a; б — в сварных трубопроводах, изготовленных из листового проката с высоким значением коэффициента анизотропии ударной вязкости (K_a = 3...5); 1 — направление прокатки; 2 — зона термического влияния; 3 — трещины-расслоения; 4 — остаточные сварочные напряжения; 5 — сварной шов; 6 — труба; в кружках указаны номера стальных листов

Рис. 5. ***Схема I (а) и схема II (б) образования продольных микротрещин-расслоений***

10Г2СБ и 10Г2СФБ, подвергнутых контролируемой прокатке.

В работе [10] при исследовании изломов стали класса прочности К65 установлено, что на зависимости KCV = $f(L_C/b)$, где L_C — вязкая однородная зона излома, а b — толщина образца в месте надреза, наблюдается перелом. Зависимость $K_C = f(L_C/b)$ состоит из двух участков, расположенных выше и ниже значения L_C/b = 22 % при KCV = 250 Дж/см^2. При этом интенсивность снижения KCV, когда $L_C/b < 22$ %, примерно в 2 раза больше, чем на участке II.

Аналогичное совпадение выявляется для характера связи KCV с отношением L_C/b для высокопрочной стали Strenx 650 MC (*см. рис. 4б*). Совпадают даже темпы изменения ударной вязкости на сравниваемых рисунках. В обоих случаях более крутые участки повышения ударной вязкости (участок II) соответствуют высокоэнергетическим зонам разрушения ударных образцов. Участок I на *рис. 4б* указывает на существенное увеличение темпа работы разрушения продольных образцов (*см. рис. 4а*) по сравнению с поперечными образцами, где действует низкоэнергетический механизм разрушения, каким является сдвиговой механизм. На *рис. 4а* пунктиром показана связь KCV^{пр}-B для продольных образцов. Разница значений KCV^{пр} и KCV^{п} в зависимости от доли вязкой составляющей в изломе образцов и формирует характер связи KCV^{пр}-KCV^{п} (*см. рис. 4б).*

Согласно [16], располагаясь в виде цепочки, крупные включения карбонитридов на основе титана и Al_2O_3 в высокопрочных сталях с системой легирования Ti + Nb + V инициируют крупные ямки, размер которых в 5 раз превышает размер включений, и при слиянии образуют расслоения. При повышенной плотности распределения крупных включений, инициирующих расслоения, когда между слоями образуются тонкие перемычки, распространение трещины происходит предпочтительно вдоль плоскости расслоения.

Наличие анизотропии ударной вязкости в листовом прокате в состоянии вызвать развитие трещинообразования в сварных соединениях конструкций ответственного назначения. Рассмотрим конкретные примеры таких ситуаций. На *рис. 5а* представлена схема I трещинообразования при сварке поясных листов вертикального резервуара.

В листовом прокате, имеющем K_a = 3...5, в окрестности зоны термического влияния образуется система микротрещин-расслоений, ориентируемых вдоль направления прокатки. В окрестности стыкового сварного шва действует система остаточных сварочных напряжений, в том числе растягивающих напряжений, действующих вдоль оси сварного шва. В зависимости от уровня растягивающих напряжений следует ожидать появления микротрещин при различном уровне значений K_a. В листе 1, имеющем допустимое значение K_a = 1... 1,5, образования продольных микротрещин-расслоений ожидать нет оснований.

Наиболее частым случаем следует считать трещинообразование по схеме II *(рис. 5б)* в виде продольных микротрещин-расслоений в зоне термического влияния сварки трубопроводов. Чем выше значение K_a, тем выше вероятность зарождения микротрещин-расслоений. Поскольку трубопроводы фактически работают в режиме малоцикловой усталости, то наличие продольных микротрещин-расслоений «запускает» механизм усталостного разрушения. Подобная ситуация наблюдалась при анализе причин разрушения прямошовной трубы диаметром 1220 мм, изготовленной из низколегированной стали 17Г1С (t =12 мм) [21]. Зарождение трещины происходит на расстоянии 0,5—0,8 мм от линии сплавления. По данным металлографического ана-

лиза, пилообразный профиль излома просматривается на расстоянии 0,5—8,5 мм от очага зарождения трещины. Рельеф поверхности излома — бороздчатый. Между грубыми бороздками шириной 0,3—0,4 мм расположены более мелкие бороздки шириной 10—12 мкм. В пределах участка излома шириной 0,5 мм, примыкающего к очагу зарождения трещины, усталостные бороздки отсутствуют. Бесструктурный рельеф излома, вероятно, соответствует зоне сдвига.

По данным химического анализа, в стенке трубы, где произошло трещинообразование (L = 3 м), состав металла следующий: C — 0,16, Si — 0,50, Mn —1,43, S — 0,020, P — 0,027, мас. %. Структура — феррит + перлит, балл полосчатости — 2—3. Средний, по шести шлифам, бал загрязненности (ГОСТ 1778) сульфидами — 1,3.

В *табл. 1* представлены данные химического состава сталей 17ГС, 17Г1С (четыре плавки) и 17ГС1-У, у которых среднее содержание [m_C + m_S] составляет 0,192 мас. %. Среднее значение K_a для этих сталей достигает 2,73. Таким образом, марганцовистые стали с повышенным содержанием углерода (0,16—0,195 мас. %) особенно склонны к образованию микротрещин-расслоений в окрестности действия поля остаточных растягивающих сварочных напряжений.

Представленные в статье сведения о негативных последствиях производства проката с высокими коэффициентами анизотропии ударной вязкости вызывают необходимость контроля степени анизотропии ударной вязкости. На сегодня самый высокий уровень K_a представлен в работе [16] при входном контроле высокопрочной стали Strenx 650 MC (толщина листа 6 мм). Поставщик проката выразил претензию: в техническом задании предусмотрено испытание на ударную вязкость в продольном направлении проката (как это принято в стандарте ЕС), а металл испытывали также и в поперечном направлении. По нашему мнению, покупатель проката вправе иметь данные об анизотропии ударной вязкости, тем более когда листовой прокат применяется также для металлоконструкций грузоподъемных машин, оборудования и подъемников [22].

2. Классификация конструкционных сталей по коэффициенту анизотропии ударной вязкости

Группа изотропности	Диапазон изменения K_a	Области предпочтительного применения	Примечание
1	1—1,2	Тонкостенные сферы и полусферы, трубопроводы, гнутые профили	Без ограничений по уровню ответственности конструкций и температуре эксплуатации
2	> 1,2—2	Массовое применение в строительстве, на транспорте	Конструкции нормального и повышенного уровня ответственности при расчетной температуре до —65 °С и выше
3	> 2—3	Строительство: колонны и другие элементы сжатия	Конструкции нормального уровня ответственности при расчетной температуре до —45 °С и выше
4	⩾ 3—5	Строительные конструкции пониженного уровня ответственности	При расчетной температуре —45 °С и выше

В *табл. 2* предлагается градация качества листового проката в отношении изотропности ее ударной вязкости для конструкционных сталей.

При коэффициенте анизотропии ударной вязкости K_a > 5 применение листового проката не допускается.

Выводы

1. На основе сравнительных испытаний на ударный изгиб продольных и поперечных образцов листового проката ферритно-перлитных и высокопрочных сталей, микролегированных системой Ti + Nb + V, подвергнутых контролируемой прокатке и термомеханической обработке, выявлен широкий интервал коэффициента анизотропии ударной вязкости K_a = 1...12,2.

2. Наибольшую склонность к анизотропии ударной вязкости и расслоению показывают стали, микролегированные системой Ti + Nb + V, после контролируемой прокатки и термомеханической обработки обнаруживая зависимость от содержания титана (карбонитридов), алюминия (оксидов Al_2O_3), углерода (перлита, если он присутствует в структуре) и серы (сульфидов и оксисульфидов).

3. С ростом значений K_a увеличивается степень охрупчивания сталей на поперечных ударных образцах по отношению к продольным образцам, повышая вероятность появления переломов на зависимости KCV^n-B, что указывает на действие низкоэнергетического механизма разрушения сдвигом в окрестности надреза.

4. Для сварных конструкций, изготовленных из сталей с K_a ⩾ 2...5, у которых выявляется перелом зависимости KCV^n-B, предложен механизм образования продольных микротрещин-расслоений в зоне термического влияния сварки.

5. С целью повышения надежности сварных конструкций из сталей повышенной и высокой прочности предложена классификация материала по уровню изотропности его ударной вязкости.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Голи-Оглу Е. А., Эфрон Л. И., Морозов Ю. Д.* Повышение эффективности термомеханической обработки микролегированных трубных сталей // Сталь. 2013. № 2. С. 52–57.
2. *Мишетьян А. Р., Шабалов И. П., Чевская О. Н., Филиппов Г. А.* Влияние структурного состояния и температуры на сопротивление зарождению и распространению трещин в трубных сталях // Металлург. 2017. № 12. С. 43.
3. *Счастливцев В. М., Яковлева И. Л., Терещенко Н. А.* [и др.]. Особенности химического состава и структуры низкоуглеродистых низколегированных трубных сталей после контролируемой прокатки // Металловедение и термическая обработка металлов. 2008. № 5 (635). С. 3–8.
4. *Эфрон Л. И.* Металловедение в «большой» металлургии. Трубные стали. М. : Металлургия, 2012. 696 с.
5. *Голи-Оглу Е. А., Эфрон Л. И., Морозов Ю. Д.* Влияние режимов деформации на основных этапах контролируемой прокатки на микроструктуру трубной стали // Металловедение и термическая обработка металлов. 2013. № 6 (696). С. 9–13.
6. *Арабей А. Б.* Развитие технических требований к металлу труб магистральных трубопроводов // Известия вузов. Черная металлургия. 2010. № 7. С. 3–10.
7. *Фарбер В. М., Арабей А. Б., Пышминцев И. Ю., Хотинов В. А.* Фрактографический критерий трещиностойкости труб группы прочности Х80 // Производство проката. 2011. № 3. С. 7–11.
8. *Гладштейн Л. И., Одесский П. Д., Ведяков И. И.* Слоистое разрушение сталей и сварных соединений. М. : Интермет Инжиниринг, 2009. 256 с.
9. *Manueci G., Domofunti G.* Control of ductile fracture propagation in X80 gas linepipe [Контроль распространения вязкого разрушения в магистральном газопроводе Х80] // Int. Pipeline Tech. Conf. Beijing. 2010. Pp. 86–115.
10. *Фарбер В. М., Хотинов В. А., Морозова А. Н., Мартин Т.* Расщепления и их вклад в ударную вязкость сталей класса прочности К65 (Х80) // Металловедение и термическая обработка металлов. 2015. № 8 (722). С. 39–44.
11. *Inoue T., Yin F., Kimura Y.* Delamination effect in impact properties of ultrafine-grained low-carbon steel processed by warm caliber rolling [Эффект расслоения в ударных свойствах ультрадисперсной низкоуглеродистой стали, обработанной теплой калибровой прокаткой] // Met. Trans. A. 2010. V. 41A. Pp. 341–355.
12. *Глебов А. Г., Штремель М. А., Косырев К. Л.* Области влияния примесей на ударную вязкость толстолистовой стали // Сталь. 2004. № 5. С. 95–97.
13. *Горицкий В. М., Лушкин М. А., Горицкий О. В., Шнейдеров Г. Р.* Влияние структурных факторов на анизотропию ударной вязкости листового проката из ферритно-перлитных сталей // Деформация и разрушение материалов. 2014. № 8. С. 16–21.
14. *Горицкий В. М., Шнейдеров Г. Р., Гусева И. А.* Влияние химического состава и структуры на механические свойства низколегированных свариваемых сталей после термомеханической прокатки // Металлург. 2016. № 5. С. 49–55.
15. *Горицкий В. М., Шнейдеров Г. Р., Гусева И. А.* Влияние химического состава и структуры на механические свойства высокопрочных свариваемых сталей // Металлург. 2019. № 1. С. 18–24.
16. *Горицкий В. М., Шнейдеров Г. Р., Гусева И. А.* Исследование анизотропии ударной вязкости и склонности к расслоению сталей Strenx 650 MC и 700 MC после термомеханической прокатки // Металлург. 2018. № 8. С. 29–38.
17. *Горицкий В. М., Шнейдеров Г. Р., Горицкий О. В.* Влияние анизотропии ударной вязкости на характеристики сопротивления хрупкому разрушению высокопрочных сталей, подвергнутых термомеханической прокатке // Металлург. 2020. № 5. С. 42–49.
18. EN 10025-4:2004. Hot rolled of structural Steel. Part 4: Technical delivery condions for thermomechanical rolled weldable fine grain structural steels [Изделия горячекатаные из конструкционных сталей. Ч. 4: Технические условия поставки для свариваемых мелкозернистых конструкционных сталей после термомеханической прокатки]. Brussels Management Contre. 48 p.
19. EN 10025-6:2004. Hot rolled products of structural Steels. Part 6: technical delivery conditions for flat products of high yield strength structural steels in the quenched and tempered condition [Изделия горячекатаные из конструкционных сталей. Ч. 6: Технические условия поставки для плоского проката из конструкционных сталей с высоким пределом текучести в закаленном и отпущенном состоянии]. Brussels Management Contre. 24 p.
20. *Горицкий В. М., Гладштейн Л. И., Шнейдеров Г. Р., Дурнева А. А.* Влияние термического цикла сварки на составляющие ударной вязкости различных зон сварных соединений сталей 10Г2СБ и 10Г2СФБ // Сварочное производство. 2016. № 6. С. 3–7.
21. *Горицкий В. М., Шнейдеров Г. Р., Дурнева А. А.* Исследование причин и механизмов разрушения участка магистрального трубопровода из стали 17Г1С // Деформация и разрушение материалов. 2019. № 4. С. 32–39.
22. *Горицкий В. М., Инденбаум А. И., Чернышев В. В.* Требования к сталям крановых конструкций // Безопасность труда в промышленности. 2014. № 2. С. 58–61.

REFERENCES

1. Goli-Oglu E. A., Efron L. I., Morozov Yu. D. Improving the efficiency of thermomechanical processing of microalloyed tube steels. *Stal'*, 2013, no. 2, pp. 52–57. (In Russian).
2. Mishet'yan A. R., Shabalov I. P., Chevskaya O. N., Filippov G. A. Influence of the structural state and temperature on the resistance to the origin and propagation of cracks in pipe steels. *Metallurg*, 2017, no. 12, p. 43. (In Russian).
3. Schastlivcev V. M., Yakovleva I. L., Tereshchenko N. A., at el. Features of the chemical composition and structure of low-carbon low-alloy pipe steels after controlled rolling. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2008, no. 5 (635), pp. 3–8. (In Russian).
4. Efron L. I. *Metallovedenie v "bol'shoj" metallurgii. Trubnye stali* [Metal science in the "large" metallurgy. Pipe steels]. Moscow, Metallurgiya Publ., 2012. 696 p. (In Russian).
5. Goli-Oglu E. A., Efron L. I., Morozov Yu. D. Influence of deformation modes at the main stages of controlled rolling on the pipe steel microstructure. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2013, no. 6 (696), pp. 9–13. (In Russian).
6. Arabej A. B. Development of technical requirements for pipe metal of major pipelines. *Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya*, 2010, no. 7, pp. 3–10. (In Russian).
7. Farber V. M., Arabej A. B., Pyshmincev I. Yu., Hotinov V. A. Fractographic criterion of crack resistance of pipes of the X80 strength group. *Proizvodstvo prokata*, 2011, no. 3, pp. 7–11. (In Russian).
8. Gladshtejn L. I., Odesskij P. D., Vedyakov I. I. *Sloistoe razrushenie stalej i svarnyh soedinenij* [Layered destruction of steels and welded joints]. Moscow, Intermet Inzhiniring Publ., 2009. 256 p. (In Russian).
9. Manueci G., Domofunti G. Control of ductile fracture propagation in X80 gas linepipe. *Int. Pipeline Tech. Conf. Beijing*, 2010, pp. 86–115.
10. Farber V. M., Hotinov V. A., Morozova A. N., Martin T. Stratifications and their contribution to the impact strength of steels of strength class K65 (X80). *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2015, no. 8 (722), pp. 39–44. (In Russian).
11. Inoue T., Yin F., Kimura Y. Delamination effect in impact properties of ultrafine-grained low-carbon steel processed by warm caliber rolling. *Met. Trans. A*, 2010, vol. 41A, pp. 341–355. (In Russian).
12. Glebov A. G., Shtremel' M. A., Kosyrev K. L. Influence of impurities on the toughness of heavy-gauge steel. *Stal'*, 2004, no. 5, pp. 95–97. (In Russian).
13. Goritskiy V. M., Lushkin M. A., Goritskiy O. V., Shnejderov G. R. Influence of structural factors on the anisotropy of impact strength of sheet rolled products made of ferrite-perlite steels. *Deformaciya i razrushenie materialov*, 2014, no. 8, pp. 16–21. (In Russian).
14. Goritskiy V. M., Shneyderov G. R., Guseva I. A. Influence of chemical composition and structure on mechanical properties of low-alloy welded steels after thermomechanical rolling. *Metallurg*, 2016, no. 5, pp. 49–55. (In Russian).
15. Goritskiy V. M., Shneyderov G. R., Guseva I. A. Influence of chemical composition and structure on mechanical properties of high-strength welded steels. *Metallurg*, 2019, no. 1, pp. 18–24. (In Russian).
16. Goritskiy V. M., Shneyderov G. R., Guseva I. A. Investigation of the anisotropy of impact strength and the tendency to stratification of Strenx 650 MC and 700 MC steels after thermomechanical rolling. *Metallurg*, 2018, no. 8, pp. 29–38. (In Russian).
17. Goritskiy V. M., Shneyderov G. R., Goritskiy O. V. Influence of impact anisotropy on the characteristics of brittle fracture resistance of high-strength steels subjected to thermomechanical rolling. *Metallurg*, 2020, no. 5, pp. 42–49. (In Russian).
18. EN 10025-4:2004. Hot rolled of structural Steel. Part 4: Technical delivery condions for thermomechanical rolled weldable fine grain structural steels. Brussels Management Contre. 48 p.
19. EN 10025-6:2004. Hot rolled products of structural Steels. Part 6: technical delivery conditions for flat products of high yield strength structural steels in the quenched and tempered condition. Brussels Management Contre. 24 p.
20. Goritskiy V. M., Gladshtejn L. I., Shneyderov G. R., Durneva A. A. Influence of the thermal welding cycle on the components of impact strength of various zones of welded joints of 10G2SB and 10G2SFB steels. *Svarochnoe proizvodstvo*, 2016, no. 6, pp. 3–7. (In Russian).
21. Goritskiy V. M., Shneyderov G. R., Durneva A. A. Investigation of the causes and mechanisms of destruction of the main pipeline section made of steel 17G1S. *Deformaciya i razrushenie materialov*, 2019, no. 4, pp. 32–39. (In Russian).
22. Goritskiy V. M., Indenbaum A. I., Chernyshev V. V. Requirements for crane construction steels. *Bezopasnost' truda v promyshlennosti*, 2014, no. 2, pp. 58–61. (In Russian).

Для цитирования: *Горицкий В. М., Шнейдеров Г. Р.* О необходимости учета анизотропии ударной вязкости в инженерной практике // Промышленное и гражданское строительство. 2020. № 10. С. 39–47. DOI: 10.33622/0869-7019.2020.10.39-47.

For citation: Goritskiy V. M., Shneyderov G. R. On the Need to Take into Account the Anisotropy of Impact Toughness in Engineering Practice. *Promyshlennoe i grazhdanskoe stroitel'stvo* [Industrial and Civil Engineering], 2020, no. 10, pp. 39–47. (In Russian). DOI: 10.33622/0869-7019.2020.10.39-47.