



Оригинальная статья

УДК 669.14.018.29:620.172.251.2

DOI 10.17073/0368-0797-2021-7-498-509



ВЛИЯНИЕ ДЛИТЕЛЬНОГО ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА УДАРНУЮ ВЯЗКОСТЬ ОСНОВНОГО МЕТАЛЛА И МЕТАЛЛА ШВА СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ СТАЛИ 22К

С. А. Никулин¹, С. О. Рогачев¹, В. А. Белов¹, А. А. Комиссаров¹,
В. Ю. Турилина¹, Н. В. Шплис¹, Ю. А. Николаев²

¹ Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС» (Россия, 119049, Москва, Ленинский пр., 4)

² НИЦ «Курчатовский институт» (Россия, 123182, Москва, пл. Академика Курчатова, 1)

Аннотация. Одно из применений строительных низкоуглеродистых сталей типа 22К – в качестве материала корпуса устройства локализации расплава (УЛР) для атомных электростанций с водо-водяными энергетическими реакторами. При развитии тяжелой запроектной аварии корпус УЛР будет находиться в условиях длительных высокотемпературных воздействий, что может существенно изменить структурное состояние и привести к деградации механических свойств материала корпуса. Данные о влиянии таких воздействий на механические свойства и сопротивление разрушению сварных швов (свойства которых обычно отличаются от свойств основного металла) из низкоуглеродистых сталей очень ограничены в литературных источниках, что затрудняет гарантирование прогноза надежности и безопасности УЛР. Целью настоящей работы являлось проведение сравнительных испытаний на ударный изгиб образцов основного металла и металла шва сварного соединения стали 22К до и после длительной высокотемпературной термической обработки, имитирующей термическое воздействие в условиях тяжелой аварии на материал корпуса АЭС. Сварные соединения листов из стали 22К между собой получали методом автоматической аргонодуговой сварки плавящимся электродом (применялась сварочная проволока СВ-08Г2С) в соответствии с ПНАЭ Г-7-009–89. По результатам испытаний строились сериальные кривые и проводился анализ изломов образцов. Изучено влияние структурных факторов на ударную вязкость KCV. Показано, что длительное высокотемпературное воздействие приводит к повышению температур начала и конца вязко-хрупкого перехода на 30 – 50 °С и расширению на 15 – 25 °С интервала температур вязко-хрупкого перехода как основного металла, так и металла шва сварного соединения.

Ключевые слова: низкоуглеродистая сталь, устройство локализации расплава, сварной шов, ударная вязкость, сериальные кривые, микроструктура, термическая обработка, разрушение

Для цитирования: Никулин С.А., Рогачев С.О., Белов В.А., Комиссаров А.А., Турилина В.Ю., Шплис Н.В., Николаев Ю.А. Влияние длительного высокотемпературного воздействия на ударную вязкость основного металла и металла шва сварного соединения стали 22К // Известия вузов. Черная металлургия. 2021. Т. 64. № 7. С. 498–509. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-7-498-509>

Original article INFLUENCE OF LONG-TERM HIGH-TEMPERATURE ACTION ON IMPACT TOUGHNESS OF BASE METAL AND WELD METAL OF 22K STEEL WELDED JOINT

S. A. Nikulin¹, S. O. Rogachev¹, V. A. Belov¹, A. A. Komissarov¹,
V. Yu. Turilina¹, N. V. Shplis¹, Yu. A. Nikolaev²

¹ National University of Science and Technology “MISIS” (MISIS) (4 Leninskii Ave., Moscow 119049, Russian Federation)

² National Research Center “Kurchatov Institute” (1 Akademika Kurchatova Sqr., Moscow 123182, Russian Federation)

Abstract. One of the applications of construction low-carbon 22K steel (AISI 1022 type) is as a material for the vessel of a core catcher (CC) for nuclear power plants with VVER reactors. In the event of severe beyond design basis accident, the CC-vessel will be under conditions of prolonged high-temperature impacts, which can significantly change the structural state and lead to degradation of mechanical properties of the vessel material. Data on the effect of such actions on the mechanical properties and fracture resistance of welds (the properties of which usually differ from those of the base metal) from low-carbon steels are very limited in the literature. This makes it difficult to guarantee the reliability and safety prediction of CC. The purpose of this work was to carry out the comparative Charpy V-notch impact tests of the samples of base metal and weld metal of the 22K steel welded joint before and after long-term high-temperature heat treatment, simulating the thermal effect on the reactor vessel material of nuclear power plants during severe accidents. Welded joints of 22K steel sheets were obtained by the method of automatic argon-arc welding with a consumable electrode (welding wire SV-08G2S was used) in accordance with PNAE G-7-009–89. Based on the test results, the

ductile–brittle transition curves were plotted and analysis of fracture surfaces after tests was carried out. The influence of structural factors on the impact toughness has been studied. It is shown that prolonged high-temperature exposure leads to an increase in the temperatures of beginning and end of the ductile–brittle transition by 30 – 50 °C and to the expansion of range of the ductile–brittle transition temperature by 15 – 25 °C of both base metal and weld metal of the welded joint.

Keywords: low-carbon steel, core catcher, weld, impact toughness, ductile–brittle transition curves, microstructure, heat treatment, fracture

For citation: Nikulin S.A., Rogachev S.O., Belov V.A., Komissarov A.A., Turilina V.Yu., Shplis N.V., Nikolaev Yu.A. Influence of long-term high-temperature action on impact toughness of base metal and weld metal of 22K steel welded joint. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021, vol. 64, no. 7, pp. 498–509. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-7-498-509>

ВВЕДЕНИЕ

Строительные низкоуглеродистые стали типа 22К обладают хорошей свариваемостью [1 – 5] и обычно применяются в качестве конструкционного материала для работы при средних механических нагрузках и температурах не выше 450 °C [6 – 8].

Свойства сварного шва как правило отличаются от свойств основного металла [1, 9, 10]. Температура нагрева в зоне сварного шва, значительно превышающая температуру аустенизации при термической обработке основного металла, и различия в условиях кристаллизации, обусловленные характером тепловых полей и малыми зонами расплавления, создают неравновесные условия для структурно-фазовых превращений в зоне сварного шва. При использовании в процессе сварки электродов, сварочной проволоки и других материалов возможно изменение химического состава в зоне шва относительно основного металла.

Изготавливаемые из низкоуглеродистых сталей конструкции ответственного назначения – элементы корпуса устройств локализации расплава (УЛР) в российских атомных реакторах ВВЭР нового поколения в аварийных ситуациях будут подвергаться длительным термическим нагрузкам при температурах до 1000 °C и выше [11 – 13]. В этих условиях материал корпуса реактора должен сохранить необходимый минимальный запас прочности и ударной вязкости [14]. Однако данные о влиянии таких воздействий на ударную вязкость сварных швов из низкоуглеродистых сталей очень ограничены как в отечественных, так и зарубежных источниках. Ряд работ посвящен анализу механических свойств низкоуглеродистых нелегированных и низколегированных сталей при экстремальных температурных воздействиях [15 – 18]. Показано негативное влияние

длительного термического воздействия в интервале отпускной хрупкости (медленное – в течение 7 суток охлаждение с температуры 650 °C) на характеристики ударной вязкости стали 22К [19]. В то же время подобного воздействия на характеристики ударной вязкости низкоуглеродистых сталей можно ожидать и после длительной выдержки при высоких температурах (в аустенитной области) с формированием крупнозернистой структуры.

Цель настоящей работы – проведение сравнительных испытаний на ударный изгиб образцов основного металла и металла шва сварного соединения стали 22К в различных структурных состояниях после длительного высокотемпературного воздействия с медленным охлаждением и оценка степени охрупчивания материала.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЙ

Для исследований использовали горячекатаные листы толщиной 60 мм из стали 22К в состоянии поставки (после нормализации).

Сварные соединения листов из стали 22К между собой получали методом автоматической аргодуговой сварки плавящимся электродом (применяли сварочную проволоку СВ-08Г2С) без предварительного подогрева соединяемых материалов в соответствии с ПНАЭ Г-7-009–89. Химический состав основного металла и металла шва сварного соединения, определенный оптико-эмиссионным методом, приведен в табл. 1.

Испытания на ударную вязкость образцов проводили в состоянии поставки и после длительного высокотемпературного воздействия по режиму, имитирующему условия процесса захолаживания коридума в УЛР при тяжелых авариях на АЭС:

Таблица 1

Химический состав сварных соединений из стали 22К

Table 1. Chemical composition of 22K steel welded joints

Материал	Массовая доля химического элемента, %									
	Fe	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Co
Основной металл	Основа	0,23	0,25	0,74	0,013	0,001	0,04	0,03	0,02	0,01
Металл шва	Основа	0,11	0,61	1,39	0,013	0,006	0,06	0,08	0,12	0,02

- нагрев до 1000 °С со скоростью 225 °С/ч;
- охлаждение до 900 °С со скоростью 6 °С/ч, охлаждение до 840 °С со скоростью 1 °С/ч;
- выдержка при 840 °С в течение 39,2 ч;
- охлаждение до 750 °С со скоростью 2 °С/ч;
- охлаждение до 700 °С со скоростью 2 °С/ч;
- охлаждение с печью до комнатной температуры.

Продолжительность термического воздействия составила 7 суток. Процесс осуществляли в печи типа СНВЭ 1.3.1/16И4 в вакууме $6,5 \cdot 10^{-3}$ Па с автоматической цифровой записью сигналов с контрольных термомпар. Такой температурный режим был получен по результатам компьютерного моделирования процесса охлаждения материала корпуса при тяжелой аварии¹.

Испытания на ударную вязкость проводили на образцах размером 10×10×55 мм с *V*-образным надрезом (типа 11 по ГОСТ 9454-78) при температурах от 150 до –80 °С на маятниковом копре INSTRON SI-1M с максимальной работой удара 300 Дж при скорости движения маятника в момент удара $5 \pm 0,5$ м/с. Нанесение надрезов на образцы осуществляли электроэрозионным методом. Ударные образцы из металла шва сварного соединения изготавливали так, чтобы надрез располагался по центру сварного шва. Контроль геометрии образцов с надрезом осуществляли на оптическом микроскопе. Нагрев ударных образцов до температуры испытаний проводили в электропечи, а охлаждение – в климатической камере LAUDA Proline RP890. Нагрев/охлаждение образцов осуществляли за 15 мин, после чего в течение 5 с их переносили на маятниковый копер и подвергали испытанию. Для построения серийных кривых испытывали по 18 образцов каждого состояния. Интервал температур вязко-хрупкого перехода определяли от температуры начала появления хрупкой составляющей в изломе до температуры формирования полностью хрупкого излома по крайней мере для одного образца, испытанного при данной температуре.

Изломы изучали с помощью сканирующего электронного микроскопа Hitachi TM-1000 при увеличениях 100 – 1500. Долю хрупкой составляющей (*X*) в изломе образцов определяли по фотографиям поверхности излома при малом увеличении (×10) и рассчитывали, как отношение площади «хрупкого квадрата» излома, занимаемой хрупкой составляющей, ко всей площади излома.

Электронно-микроскопические исследования выполняли на тонких фольгах, вырезанных из исследуемых образцов. Микрофотографии были получены при помощи просвечивающего электронного микроскопа JEM 2100 (JEOL) в светлоскопическом режиме.

¹ Согласно отчету НИЦ «Курчатовский институт» на тему «Разработка программы термообработки и механических испытаний для экспериментальной оценки степени деградации механических свойств сварных соединений материала корпуса УЛР и направляющей плиты» № RPR.0131.10UJA.JKM.BN.DD0001, инв. № 110.10-49/1-138-118, 2018.

Исследование изломов образцов методом электронной оже-спектроскопии проводили на установке РН-680 фирмы «Physical Electronics» при следующих условиях:

- энергия первичного пучка $E = 10$ кэВ;
- ток первичного пучка $j = 10$ нА;
- диаметр первичного пучка 40 мкм;
- глубина анализа $t = 5 - 50$ Å;
- давление остаточных газов в исследовательской камере $P = 2 \cdot 10^{-9}$ Торр;
- чувствительность к элементам – все элементы, кроме водорода и гелия;
- предел чувствительности по элементам – 0,3 – 1,5 % (ат.).

Использовали цилиндрические образцы 3×15 мм с конусообразным утонением до 1 мм посередине образца. Изломы получали после разрушения образцов в вакуумной камере установки. Расчет концентраций элементов проводили путем анализа возбуждаемых электронным пучком оже-линий элементов. Энергетическое разрешение спектрометра $\Delta E/E$ составляло 0,5 %. Запись оже-спектров велась с шагом 1 эВ при времени накопления 20 мс/эВ в режиме счета импульсов $E \times N(E)$. Определение положения пиков элементов на установке электронной оже-спектроскопии «РН-680» фирмы «Physical Electronics» было выполнено с неопределенностью измерения энергий 0,03 в интервале 0 – 2500 эВ.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Ударная вязкость основного металла. Согласно результатам испытаний (табл. 2, рис. 1, *а*) в интервале температур от 200 до 50 °С ударная вязкость KCV стали 22К в состоянии поставки составляет в среднем 190 – 207 Дж/см² при полностью вязких изломах, что подтверждает полученные ранее результаты [19].

После длительного высокотемпературного воздействия ударная вязкость стали при испытании в интервале температур от 200 до 100 °С заметно не изменяется и составляет в среднем 181 – 205 Дж/см² (табл. 2, рис. 1, *б*). Однако при снижении температуры испытания до 75 °С в изломах появляется хрупкая составляющая в количестве 15 – 40 %, в то время как в изломах стали в состоянии поставки хрупкая составляющая появляется только при снижении температуры испытания до комнатной (рис. 2, *а, б*).

Полностью хрупкий излом в образцах стали в состоянии поставки и после длительного высокотемпературного воздействия формируется при температурах испытания минус 20 °С и комнатной, соответственно при этом ударная вязкость снижается в среднем до 54 и 78 Дж/см².

Таким образом, длительное высокотемпературное воздействие на основной металл стали 22К приводит к расширению на 15 – 20 °С и смещению интервала температур вязко-хрупкого перехода в сторону более

Результаты испытаний на ударный изгиб образцов из основного металла стали 22К в состоянии поставки и после высокотемпературного воздействия

Table 2. Results of impact bending tests of the samples of 22K steel base metal in as-received state and after high-temperature exposure

Температура, °С	K, Дж		KCV, Дж/см ²		X, %	
	до	после	до	после	до	после
200	151,3 ± 11,9	147,3 ± 5,4	192 ± 17	181 ± 8	0	0
150	149,2 ± 6,1	–	190 ± 8	–	0	–
125	161,9 ± 4,9	153,2 ± 3,1	205 ± 6	192 ± 4	0	0
100	161,9 ± 1,0	165,5 ± 8,8	204 ± 2	205 ± 11	0	0
75	–	137,1 ± 19,1	–	169 ± 23	–	15 – 40
50	163,7 ± 1,3	100,8 ± 9,0	207 ± 1	125 ± 12	0	95
23	139,5 ± 5,2	62,5 ± 13,1	177 ± 4	78 ± 16	15 – 30	95 – 100
0	110,9 ± 11,9	27,0 ± 4,2	141 ± 14	33 ± 5	80	100
–20	42,2 ± 4,2	15,7 ± 1,5	54 ± 5	19 ± 2	100	100
–30	13,9 ± 1,8	9,8 ± 2,2	17 ± 2	12 ± 3	100	100
–50	11,4 ± 0,1	–	14 ± 1	–	100	–

высоких температур – температуры начала и конца вязко-хрупкого перехода повышаются на 40 – 50 °С.

Ударная вязкость металла сварного шва. Согласно результатам испытаний (табл. 3, рис. 3, а), в интервале температур от 125 до 50 °С ударная вязкость KCV металла шва сварного соединения стали 22К в состоянии поставки немного ниже ударной вязкости основного металла и составляет в среднем 168 – 188 Дж/см² при полностью вязких изломах.

После длительного термического воздействия ударная вязкость стали при испытании в интервале температур от 125 до 75 °С составляет в среднем 194 – 217 Дж/см² (табл. 3, рис. 3, б). Небольшое повы-

шение значений ударной вязкости металла сварного шва после длительного термического воздействия по сравнению с состоянием поставки может быть связано с уменьшением термических напряжений от сварки и повышением однородности деформации металла [20]. Однако в изломах образцов при температуре испытания 75 °С появляется хрупкая составляющая в количестве 50 %, в то время как в изломах образцов в состоянии поставки хрупкая составляющая появляется только при снижении температуры испытания до комнатной (рис. 2, в, г).

Таким образом, длительное термическое воздействие на сварное соединение стали 22К так же, как

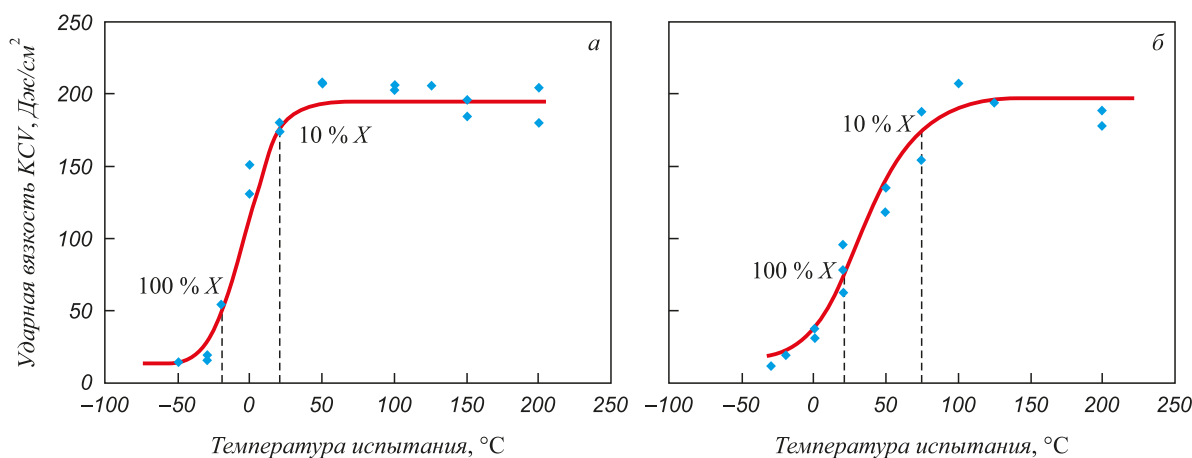


Рис 1. Сериальные кривые ударной вязкости образцов из основного металла стали 22К в состоянии поставки (а) и после высокотемпературного воздействия (б) (% X – доля хрупкой составляющей в изломе)

Fig. 1. Serial impact curves of the samples of 22K steel base metal in as-received state (a) and after high-temperature exposure (b) (% X is the fraction of brittle component in the fracture)

Таблица 3

Результаты испытаний на ударный изгиб образцов из сварного шва стали 22К в состоянии поставки и после высокотемпературного воздействия

Table 3. Results of impact bending tests of the samples of 22K steel weld metal in in the as-received state and after high-temperature exposure

Температура, °С	K, Дж		KCV, Дж/см ²		X, %	
	до	после	до	после	до	после
150	–	158,5 ± 12,0	–	195 ± 15	–	0
125	133,7 ± 7,6	169,5 ± 9,8	168 ± 9	209 ± 12	0	0
100	135,5 ± 3,5	156,1 ± 16,2	168 ± 4	194 ± 20	0	0
75	141,5 ± 5,1	174,6 ± 4,0	176 ± 4	217 ± 5	0	50
50	152,0 ± 9,8	132,0 ± 6,1	188 ± 12	163 ± 8	0	85
23	134,8 ± 7,1	89,1 ± 0,2	166 ± 9	110 ± 1	0 – 15	95
0	115,4 ± 0,7	67,9 ± 1,2	142 ± 1	84 ± 1	65 – 80	100
–20	84,0 ± 1,8	47,7 ± 3,9	103 ± 2	59 ± 5	95	100
–30	98,3 ± 27,4	42,2 ± 8,3	121 ± 32	52 ± 10	100	100
–50	55,8 ± 38,5	23,1 ± 8,4	65 ± 47	28 ± 10	100	100
–80	26,4 ± 12,6	4,7 ± 0,9	33 ± 15	5,8 ± 1	100	100

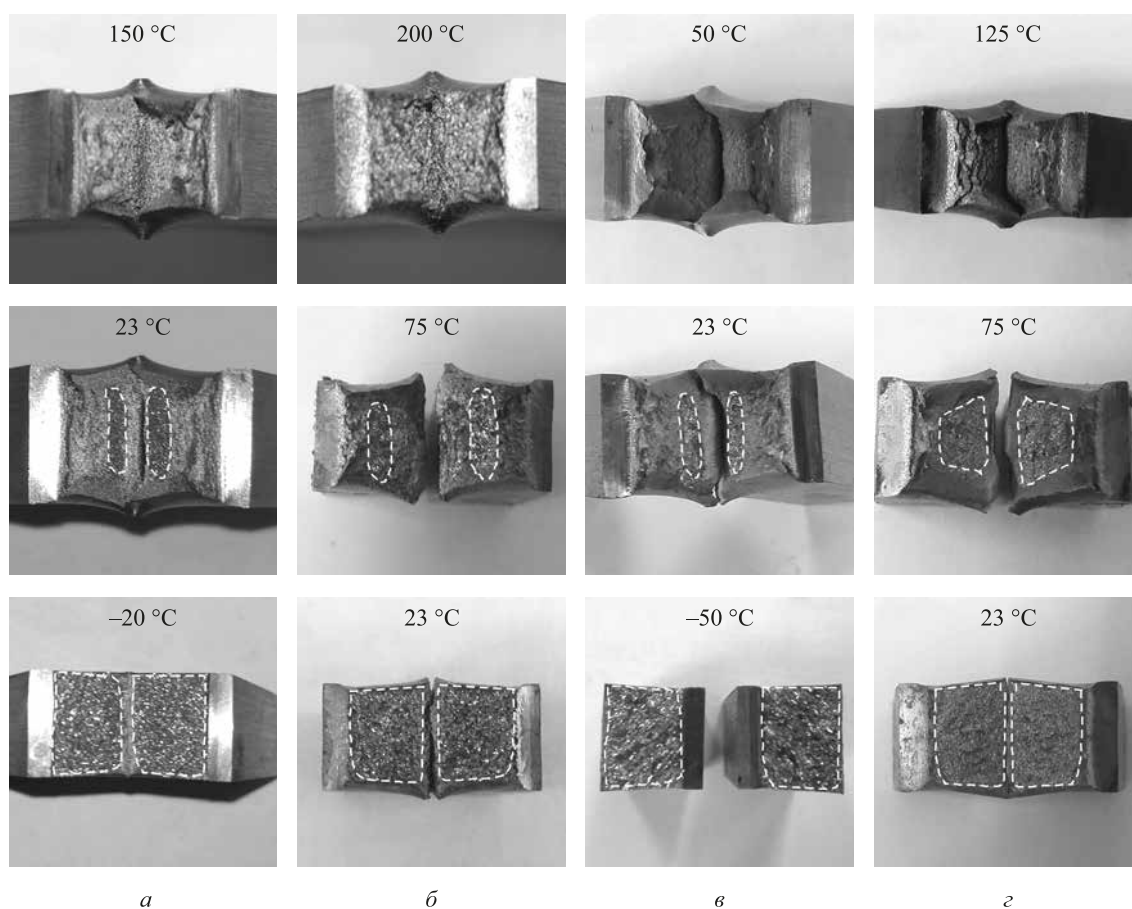


Рис. 2. Макростроение изломов образцов после испытания на ударный изгиб из основного металла (а, б) и металла сварного шва (в, г) стали 22К в состоянии поставки (а, в) и после высокотемпературного воздействия (б, г): пунктирной линией показан «хрупкий квадрат» (оптическая микроскопия)

Fig. 2. Macrostructure of the sample fractures after impact bending test for base metal (a, б) and weld metal (в, г) of 22K steel in as-received state (a, в) and after high-temperature exposure (б, г): dotted line shows “brittle square” (optical microscopy)

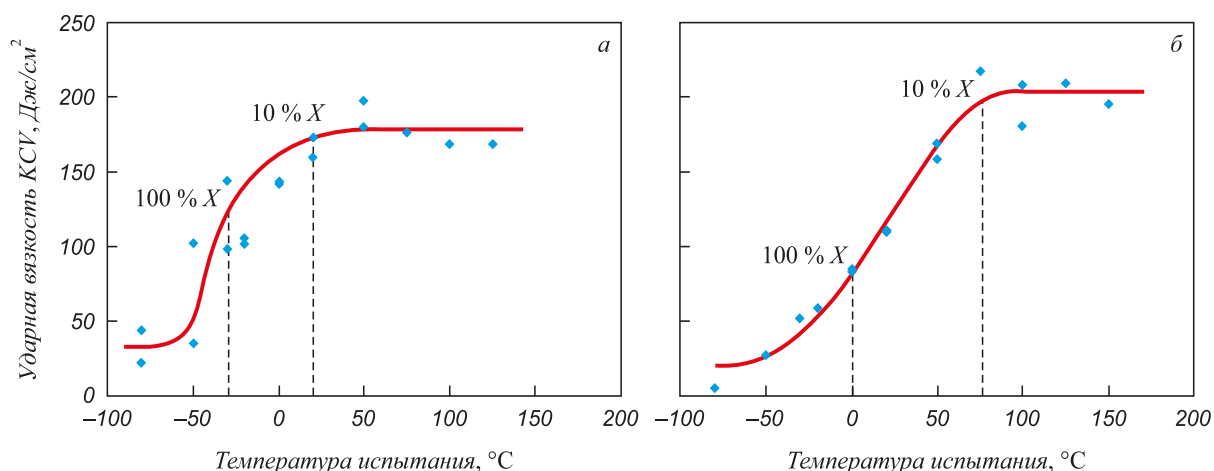


Рис. 3. Сериальные кривые ударной вязкости образцов из металла сварного шва стали 22К в состоянии поставки (а) и после высокотемпературного воздействия (б) (% X – доля хрупкой составляющей в изломе)

Fig. 3. Serial impact curves of the samples of 22K steel weld metal in as-received state (a) and after high-temperature exposure (b) (% X is the fraction of brittle component in the fracture)

и в случае с основным металлом, приводит к расширению на 20 – 25 °С и к смещению интервала температур вязко-хрупкого перехода металла шва в сторону более высоких температур – температуры начала и конца вязко-хрупкого перехода повышаются на 50 и 30 °С соответственно. Таким образом, температуры начала вязко-хрупкого перехода основного металла и металла шва стали 22К после одинаковой обработки (нормализация или длительное высокотемпературное воздействие) практически совпадают, а температуры конца вязко-хрупкого перехода отличаются не более, чем на 10 – 20 °С.

Микроструктура основного металла и металла сварного шва. Структура основного металла и металла сварного шва стали 22К в состоянии поставки и после длительного высокотемпературного воздействия изучена ранее [15]. В структуре металла сварного шва в состоянии поставки размер зерна феррита значительно меньше по сравнению с основным металлом. После длительного высокотемпературного воздействия в металле сварного шва сохраняется более мелкое зерно феррита, чем в основном металле. Зерно аустенита в структуре сварного шва менее склонно к росту при высокотемпературном нагреве по сравнению с основным металлом.

Особенности структурного состояния стали 22К после длительного высокотемпературного воздействия выявлены при исследовании микроструктуры методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и изломов методом оже-спектроскопии. На рис. 4 показаны изображения микроструктуры основного металла и металла сварного шва в различных структурных состояниях, полученные методом ПЭМ.

Видно, что структура основного металла стали 22К в состоянии поставки содержит многочисленные выделения частиц карбидов квадратной формы размером

50 – 250 нм (рис. 4, а). Карбиды расположены преимущественно в теле зерна феррита и не охрупчивают сталь, поэтому образцы характеризуются высокими значениями ударной вязкости.

Длительное высокотемпературное воздействие приводит к двукратному росту зерна [15], а также к растворению частиц карбидов (рис. 4, б) и, следовательно, к обогащению твердого раствора углеродом. Эти факторы повышают склонность стали к хрупкому разрушению.

В структуре металла сварного шва присутствуют многочисленные частицы сульфида марганца овальной формы размером 50 – 500 нм (рис. 4, в). Эти частицы расположены как в теле зерна феррита, так и на границах. Также выявлены отдельные частицы карбидов размером около 50 нм (рис. 4, г). Частицы сульфида марганца, с одной стороны, отрицательно влияют на ударную вязкость, ослабляя прочность границ зерен, а с другой сдерживают рост зерен при высокотемпературном нагреве, обеспечивая, тем самым, более мелкозернистую структуру сварного шва по сравнению с основным металлом.

Анализ поверхностей изломов образцов стали 22К после длительного высокотемпературного воздействия в зоне крупных фасеток скола методом оже-спектроскопии не выявил наличия сегрегаций химических элементов (рис. 5). На полученных спектрограммах для стали 22К достоверно присутствует только железо. В то же время в изломах основного металла выявлены немногочисленные неметаллические включения, обогащенные кальцием, кислородом, серой и азотом, образовавшиеся на этапе раскисления, а в изломах металла сварного шва – включения, обогащенные азотом и хлором.

Микростроение изломов. При температурах испытания выше интервала вязко-хрупкого перехода изломы

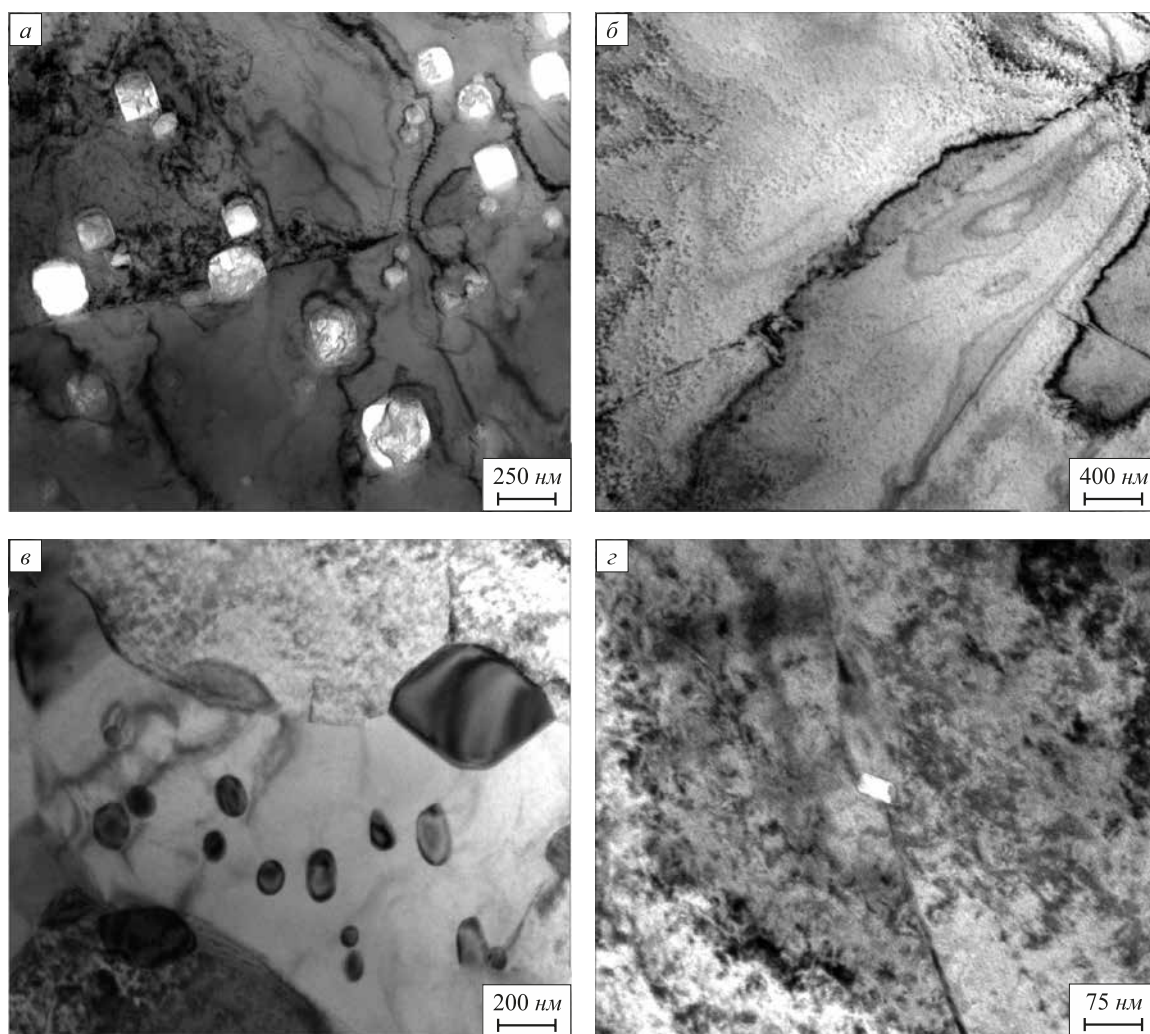


Рис. 4. Микроструктура основного металла (*а, б*) и металла сварного шва (*в, г*) стали 22К:
а, в, г – в состоянии поставки; *б* – после высокотемпературного воздействия (ПЭМ, светопольные изображения)

Fig. 4. Microstructure of base metal (*a, б*) and weld metal (*в, г*) of 22K steel:
a, в, г – as-received, *б* – after high-temperature exposure (TEM, bright-field images)

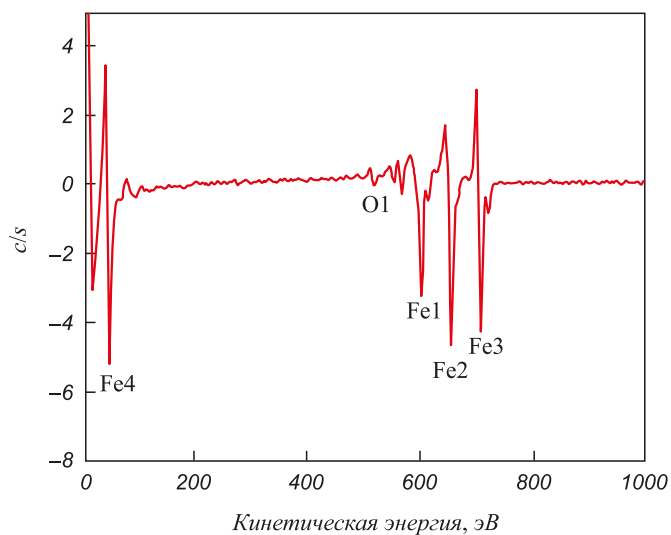
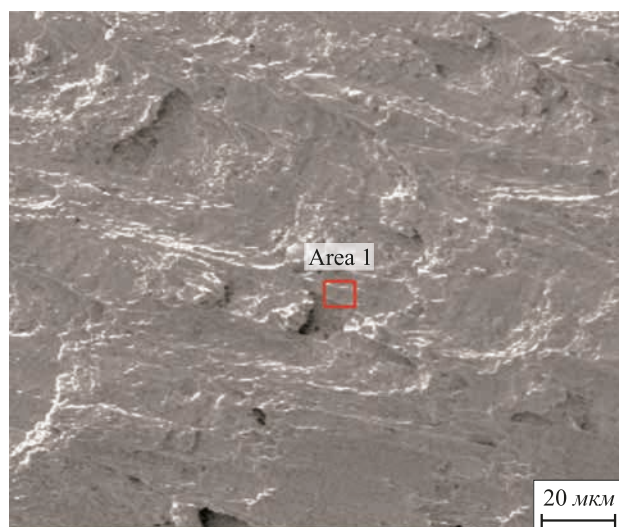
всех образцов стали 22К характеризуются вязким ямочным строением. При понижении температуры испытания до начала вязко-хрупкого перехода в изломах образцов наблюдается смешанное вязко-хрупкое разрушение. При этом в зоне под надрезом для образцов основного металла в состоянии поставки и после длительного высокотемпературного воздействия наблюдается вязкое ямочное разрушение, чередующееся с областями квазискола (рис. 6, *а, б*). Для образцов металла сварного шва в состоянии поставки и после длительного высокотемпературного воздействия в зоне под надрезом также наблюдается вязкий мелкоямочный микромеханизм разрушения (рис. 7, *а, б*). В центральной зоне излома всех образцов присутствуют крупные фасетки скола с поперечным размером до 150 мкм для образцов основного металла после длительного высокотемпературного воздействия и до 50 мкм для остальных образцов с перемижками вязкого ямочного разрушения по границам фасеток (рис. 6, *в, г*, рис. 7, *в, г*). В изломах металла

сварного шва выявлены отдельные области вторичного растрескивания по границам зерен (рис. 7, *г*).

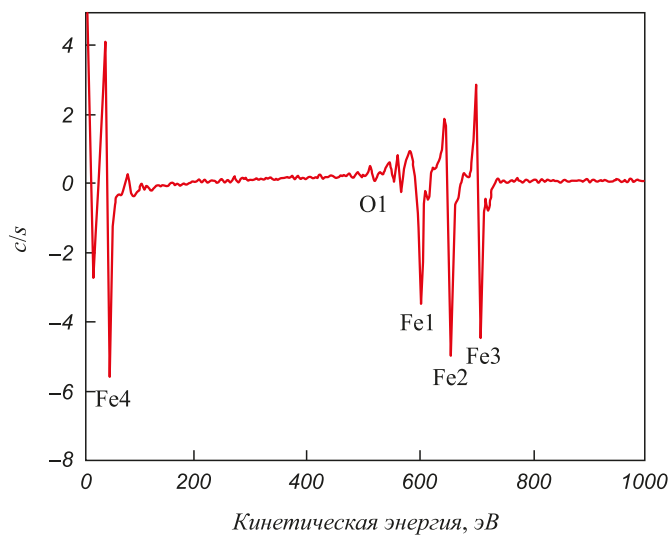
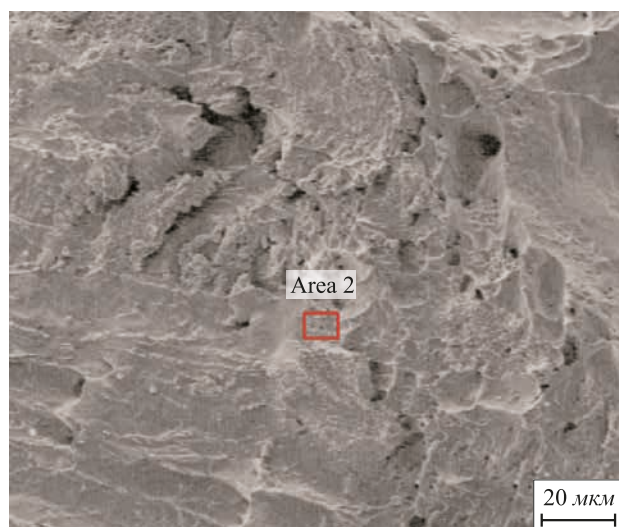
При температурах конца вязко-хрупкого перехода и ниже все образцы разрушаются хрупко в основном по механизму транскристаллитного скола с наличием отдельных областей вторичного растрескивания по границам зерен (рис. 6, *д, е*, рис. 7, *д, е*). Небольшая доля вязкой составляющей (менее 5 %) в изломе представлена мелкими ямками.

Выводы

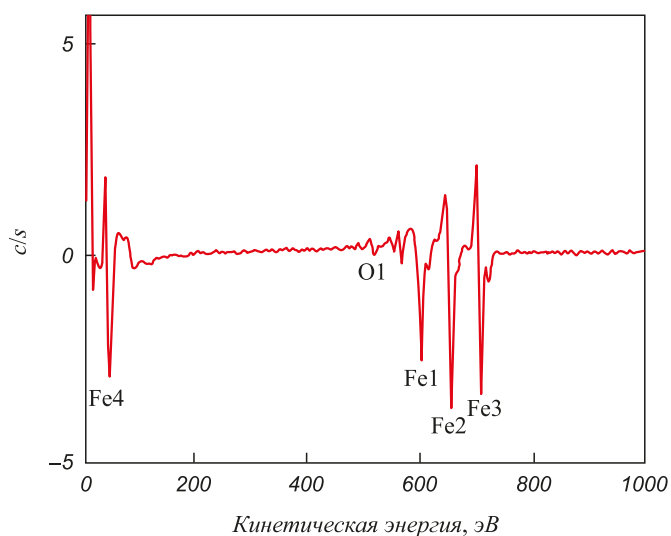
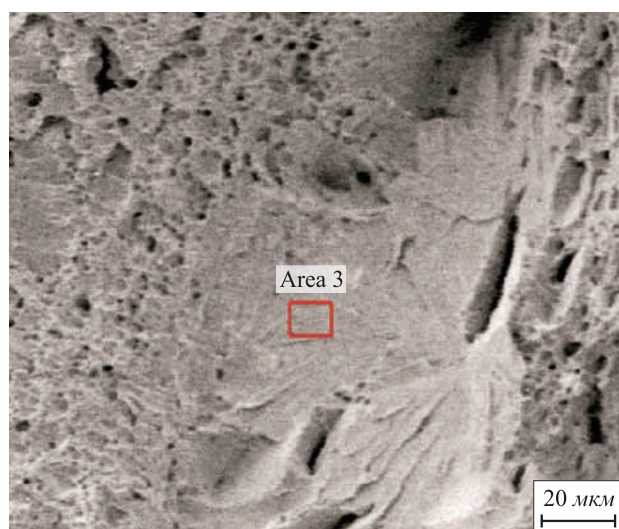
Длительное высокотемпературное воздействие (выдержка при температуре 1000 °С и охлаждение по сложному режиму в течение 7 суток) на образцы как основного металла, так и металла шва сварного соединения (аргонодуговая сварка плавящимся электродом) стали 22К приводит к расширению интервала температур вязко-хрупкого перехода на 15 – 25 °С



a



b



v

Рис. 5. Поверхности изломов и оже-спектрограммы основного металла (а, б) и металла сварного шва (в) стали 22К:
а, в – в состоянии поставки; б – после высокотемпературного воздействия

Fig. 5. Surfaces of fractures and Auger spectrograms of (a, б) base metal and (в) weld metal of 22K steel:
а, в – as-received, б – after high-temperature exposure

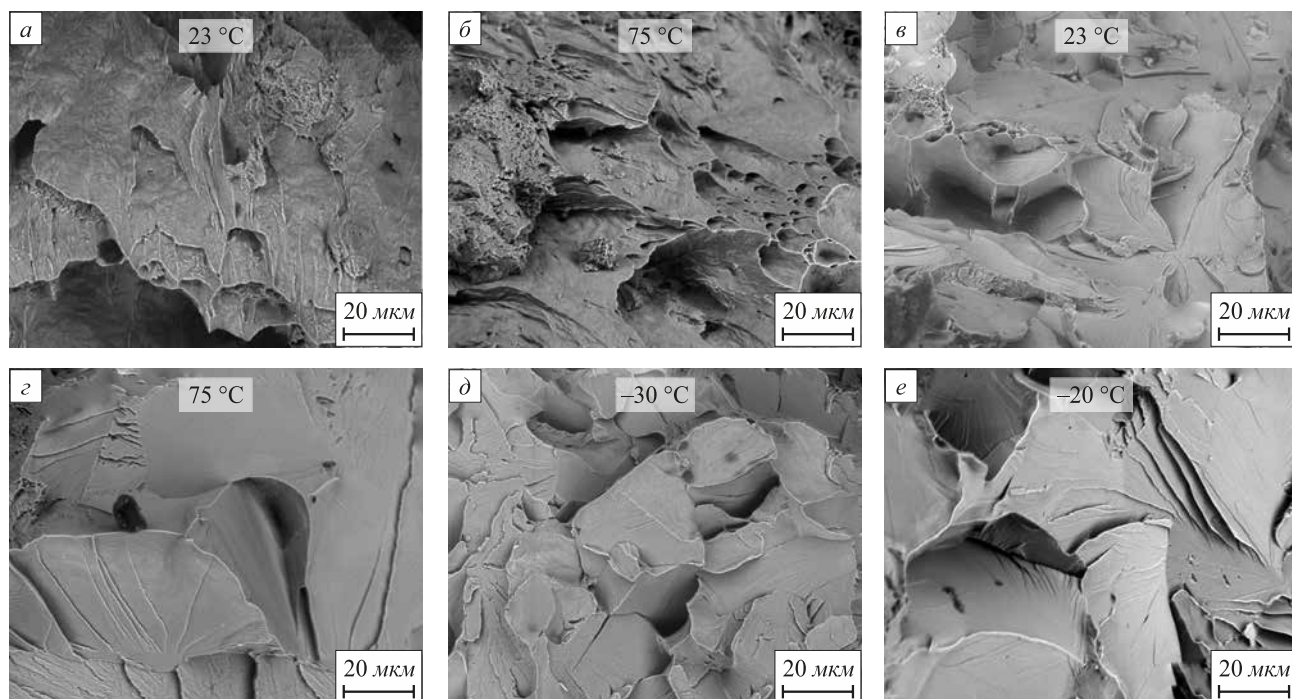


Рис. 6. Микростроение изломов образцов после испытания на ударный изгиб из основного металла стали 22К в состоянии поставки (*а, в, д*) и после высокотемпературного воздействия (*б, з, е*): *а, б, д, е* – область под надрезом; *в, з* – область макрохрупкого квадрата (СЭМ)

Fig. 6. Microstructure of the samples fracture surfaces after impact bending test from the 22K steel base metal in as-received state (*a, в, д*) and after high-temperature exposure (*б, з, е*): *а, б, д, е* – in the area under the notch; *в, з* – in the area of “brittle square” (SEM)

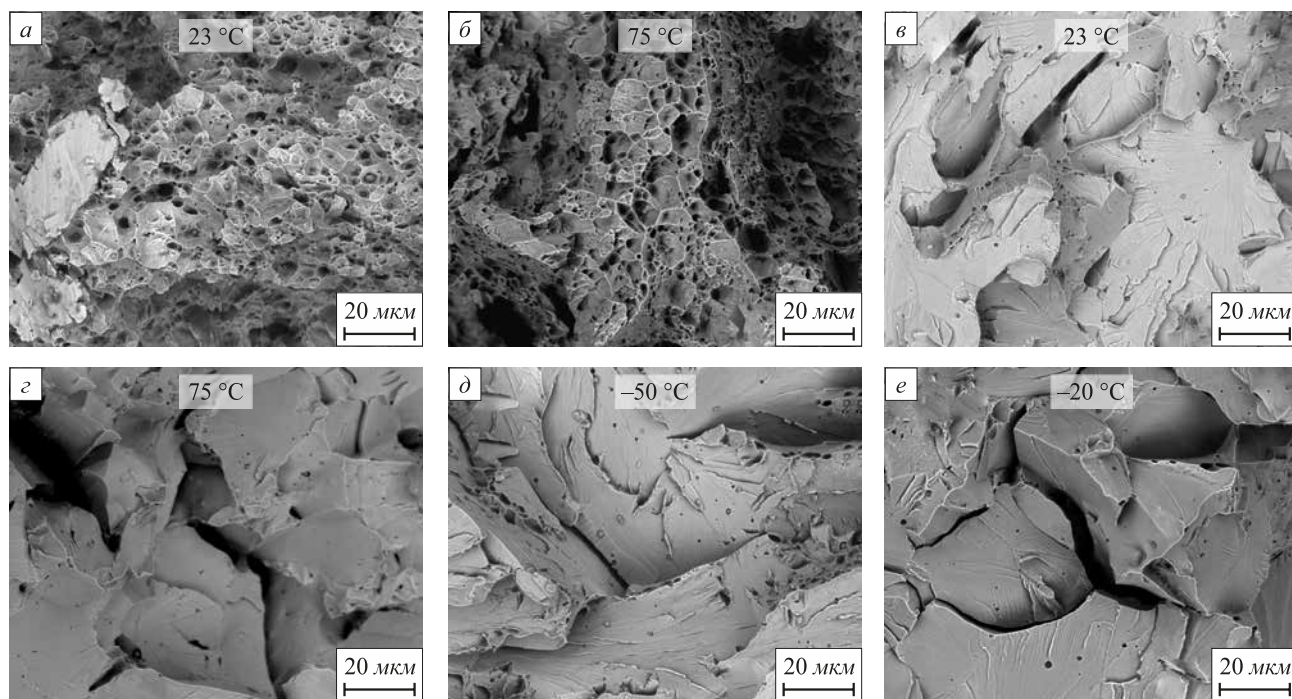


Рис. 7. Микростроение изломов образцов после испытания на ударный изгиб из сварного шва стали 22К в состоянии поставки (*а, в, д*) и после высокотемпературного воздействия (*б, з, е*): *а, б, д, е* – область под надрезом; *в, з* – область макрохрупкого квадрата (СЭМ)

Fig.7. Microstructure of the samples fracture surfaces after impact bending test from the 22K steel base metal in as-received state (*a, в, д*) and after high-temperature exposure (*б, з, е*): *а, б, д, е* – in the area under the notch; *в, з* – in the area of “brittle square” (SEM)

и повышению температур начала и конца вязко-хрупкого перехода на 30 – 50 °С.

Температуры начала вязко-хрупкого перехода основного металла и металла шва сварного соединения после одинаковой обработки (нормализация или длительное высокотемпературное воздействие) одинаковые, а температуры конца вязко-хрупкого перехода отличаются не более, чем на 10 – 20 °С.

При понижении температуры испытаний в интервале вязко-хрупкого перехода происходит смена

механизмов разрушения основного металла и металла шва с вязкого ямочного (при температурах выше температуры начала перехода) на смешанное. Разрушение происходит по механизмам скола, квазискола (с наличием областей вторичного растрескивания по границам зерен), и вязкого ямочного разрушения (при температурах ниже температуры начала перехода) до полностью хрупкого разрушения сколом при температурах конца вязко-хрупкого перехода и ниже.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Лившиц Л.С., Хакимов А.Н. Металловедение сварки и термическая обработка сварных соединений. М.: Машиностроение, 1989. 336 с.
2. Фетисов Г.П., Карпман М.Г., Матюнин В.М. Материаловедение и технология металлов. М.: Оникс, 2009. 624 с.
3. Budynas R.G., Nisbett J.K. *Shigley's Mechanical Engineering Design*. New York: McGraw-Hill, 2019. 1120 p.
4. Полетаев Ю.В., Полетаев В.Ю., Хубиев А.Э. Однопроходная электродуговая сварка под тонким слоем шлака толстолистовых конструкций из стали 22К // Сварочное производство. 2017. № 5. С. 3–8.
5. Rempe J.L., Knudson D.L. High temperature thermal and structural material properties for metals used in LWR vessels // *Proceedings of ICAPP '08 Anaheim, CA USA*, 2008. Vol. 4. P. 2127–2134.
6. Thinnies G.L., Korth G.E., Chavez S.A. High-temperature creep and tensile data for pressure vessel steels SA533B1 and SA508-CL2 // *Nuclear Engineering and Design*. 1994. Vol. 148. P. 343–350. [http://doi.org/10.1016/0029-5493\(94\)90119-8](http://doi.org/10.1016/0029-5493(94)90119-8)
7. Yang C.-C., Liu C.-L. Improvement of the mechanical properties of 1022 carbon steel coil by using the Taguchi method to optimize spheroidized annealing conditions // *Materials*. 2016. Vol. 9. Article 693. <http://doi.org/10.3390/ma9080693>
8. Hsu H.-H. Effects of Nb- addition on carburizing treatment for low carbon steel // *China Steel Technical Report*. 2016. No. 29. P. 30–36.
9. Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Крюков Р.Е., Роор А.В. Исследование влияния введения углеродфторсодержащей добавки во флюс АН-67 на свойства металла сварных швов стали 09Г2С // Известия вузов. Черная металлургия. 2013. Т. 56. № 8. С. 33–36. <http://doi.org/10.17073/0368-0797-2013-8-33-36>
10. Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Роор А.В., Старовацкая С.Н., Игушев В.Ф. Исследование влияния введения углеродфторсодержащей добавки во флюс ОК FLUX 10.71 на свойства металла сварных швов стали 10ХСНД // Известия вузов. Черная металлургия. 2014. Т. 57. № 2. С. 44–47. <http://doi.org/10.17073/0368-0797-2014-2-44-47>
11. Rempe J.L., Knudson D.L., Condie K.G., Suh K.Y., Cheung F.-B., Kim S.-B. Conceptual design of an in-vessel core catcher // *Nuclear Engineering and Design*. 2004. Vol. 230. No. 1–2. P. 311–325. <http://doi.org/10.1016/j.nucengdes.2003.11.030>
12. Fischer M. The severe accident mitigation concept and the design measures for core melt retention of the European Pressurized Reactor (EPR) // *Nuclear Engineering and Design*. 2004. Vol. 230. No. 1–3. P. 169–180. <http://doi.org/10.1016/j.nucengdes.2003.11.034>
13. Sultan T., Sapra M.K., Kundu S., Kadam A.V., Kulkarni P.P., Rao A.R. Experimental & analytical study of passive thermal sensing system developed for cooling water injection into AHWR core catcher // *Nuclear Engineering and Design*. 2017. Vol. 322. P. 81–91. <http://doi.org/10.1016/j.nucengdes.2017.06.021>
14. Odesskii P.D., Egorova A.A. Strength of steel for unique engineering structures // *Russian Metallurgy (Metally)*. 2012. Vol. 2012. No. 10. P. 911–918. <http://doi.org/10.1134/S0036029512100151>
1. Livshits L.S., Khakimov A.N. *Metallurgy of Welding and Heat Treatment of Welded Joints*. Moscow: Mashinostroenie, 1989. 336 p. (In Russ.).
2. Fetisov G.P., Karpman M.G., Matyunin V.M. *Materials Science and Technology of Metals*. Moscow: Oniks, 2009, 624 p. (In Russ.).
3. Budynas R.G., Nisbett J.K. *Shigley's Mechanical Engineering Design*. New York: McGraw-Hill, 2019, 1120 p.
4. Poletaev Yu.V., Poletaev V.Yu., Khubiev A.E. Single-pass arc welding of thick plate structures of 22K steel under a thin slag layer. *Welding International*. 2018, vol. 32, no. 3, pp. 200–205. <https://doi.org/10.1080/09507116.2017.1388045>
5. Rempe J.L., Knudson D.L. High temperature thermal and structural material properties for metals used in LWR vessels. In: *Proceedings of ICAPP '08 Anaheim, CA USA*, 2008, vol. 4, pp. 2127–2134.
6. Thinnies G.L., Korth G.E., Chavez S.A. High-temperature creep and tensile data for pressure vessel steels SA533B1 and SA508-CL2. *Nuclear Engineering and Design*. 1994, vol. 148, pp. 343–350. [http://doi.org/10.1016/0029-5493\(94\)90119-8](http://doi.org/10.1016/0029-5493(94)90119-8)
7. Yang C.-C., Liu C.-L. Improvement of the mechanical properties of 1022 carbon steel coil by using the Taguchi method to optimize spheroidized annealing conditions. *Materials*. 2016, vol. 9, article 693. <http://doi.org/10.3390/ma9080693>
8. Hsu H.-H. Effects of Nb-addition on carburizing treatment for low carbon steel. *China Steel Technical Report*. 2016, no. 29, pp. 30–36.
9. Kozyrev N.A., Igushev V.F., Kryukov R.E., Roor A.V. Influence of introduction of carbon-fluorine containing additives in AN-67 flux on properties of metal welds in 09G2S steel. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2013, vol. 56, no. 8, pp. 33–36. (In Russ.). <http://doi.org/10.17073/0368-0797-2013-8-33-36>
10. Kozyrev N.A., Kryukov R.E., Roor A.V., Starovatskaya S.N., Igushev V.F. The influence investigation of the introduction of carbon-fluorine containing additives in FLUX OK 10.71 on the properties of 10HSND steel welds. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2014, vol. 57, no. 2, pp. 44–47. (In Russ.). <http://doi.org/10.17073/0368-0797-2014-2-44-47>
11. Rempe J.L., Knudson D.L., Condie K.G., Suh K.Y., Cheung F.-B., Kim S.-B. Conceptual design of an in-vessel core catcher. *Nuclear Engineering and Design*. 2004, vol. 230, no. 1–2, pp. 311–325. <http://doi.org/10.1016/j.nucengdes.2003.11.030>
12. Fischer M. The severe accident mitigation concept and the design measures for core melt retention of the European Pressurized Reactor (EPR). *Nuclear Engineering and Design*. 2004, vol. 230, no. 1–3, pp. 169–180. <http://doi.org/10.1016/j.nucengdes.2003.11.034>
13. Sultan T., Sapra M.K., Kundu S., Kadam A.V., Kulkarni P.P., Rao A.R. Experimental & analytical study of passive thermal sensing system developed for cooling water injection into AHWR core catcher. *Nuclear Engineering and Design*. 2017, vol. 322, pp. 81–91. <http://doi.org/10.1016/j.nucengdes.2017.06.021>
14. Odesskii P.D., Egorova A.A. Strength of steel for unique engineering structures. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2012, vol. 2012, no. 10, pp. 911–918. <http://doi.org/10.1134/S0036029512100151>

15. Никулин С.А., Рогачев С.О., Белов В.А., Турилина В.Ю., Шплис Н.В. Влияние высоких температур на механические свойства шва сварного соединения малоуглеродистой низколегированной стали // Деформация и разрушение материалов. 2021. № 4. С. 33–38.
<http://doi.org/10.31044/1814-4632-2021-4-33-38>
16. Никулин С.А., Рогачев С.О., Васильев С.Г., Белов В.А., Турилина В.Ю., Николаев Ю.А. Влияние высоких температур на механические свойства стали 22К // Деформация и разрушение материалов. 2020. № 5. С. 22–26.
<http://doi.org/10.31044/1814-4632-2020-5-22-26>
17. Loktionov V., Lyubashevskaya I., Sosnin O., Terentyev E. Short-term strength properties and features of high-temperature deformation of VVER reactor pressure vessel steel 15Kh2NMFA-A within the temperature range 20–1200 °C // Nuclear Engineering and Design. 2019. Vol. 352. Article 110188.
<http://doi.org/10.1016/j.nucengdes.2019.110188>
18. Локтионов В.Д., Соснин О.В., Любашевская И.В. Прочностные свойства и особенности деформационного поведения стали 15Х2НМФА-А в температурном диапазоне 20–1000 °C // Атомная энергия. 2005. Т. 99. № 3. С. 229–232.
19. Никулин С.А., Рогачев С.О., Васильев С.Г., Белов В.А., Комиссаров А.А. Влияние длительного отжига на ударную вязкость стали 22К // Деформация и разрушение материалов. 2020. № 11. С. 36–40. <http://doi.org/10.31044/1814-4632-2020-11-36-40>
20. Stepanov G., Mamuzic I., Babutsky A. An increase of impact toughness of low-carbon steel caused by impulse electric current treatment // Metalurgija. 2007. Vol. 46. No. 4. P. 251–253.
15. Nikulin S.A., Rogachev S.O., Belov V.A., Turilina V.Yu., Shplis N.V. Effect of high temperatures on mechanical properties of weld metal of low-carbon low-alloy steel welded joint. *Deformatsiya i razrushenie materialov*. 2021, no. 4, pp. 33–38. (In Russ.).
<http://doi.org/10.31044/1814-4632-2021-4-33-38>
16. Nikulin S.A., Rogachev S.O., Vasil'ev S.G., Belov V.A., Turilina V.Yu., Nikolaev Yu.A. Effect of high temperatures on the mechanical properties of grade 22K steel. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2020, vol. 2020, no. 10, pp. 1157–1161.
<http://doi.org/10.1134/S0036029520100195>
17. Loktionov V., Lyubashevskaya I., Sosnin O., Terentyev E. Short-term strength properties and features of high-temperature deformation of VVER reactor pressure vessel steel 15Kh2NMFA-A within the temperature range 20–1200 °C. *Nuclear Engineering and Design*. 2019, vol. 352, article 110188.
<http://doi.org/10.1016/j.nucengdes.2019.110188>
18. Loktionov V.D., Sosnin O.V., Lyubashevskaya I.V. Strength properties and idiosyncrasies of the deformational behavior of 15Kh2NMFA-A steel at temperatures 20–1100°C. *Atomic Energy*. 2005, vol. 99, no. 3, pp. 665–669.
<http://doi.org/10.1007/s10512-005-0263-x>
19. Nikulin S.A., Rogachev S.O., Vasil'ev S.G., Belov V.A., Komissarov A.A. Effect of long-term annealing on the impact toughness of 22K steel. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2021, vol. 2021, no. 4, pp. 149–153. <http://doi.org/10.1134/S0036029521040248>
20. Stepanov G., Mamuzic I., Babutsky A. An increase of impact toughness of low-carbon steel caused by impulse electric current treatment. *Metalurgija*. 2007, vol. 46, no. 4, pp. 251–253.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Сергей Анатольевич Никулин, д.т.н., профессор, заведующий кафедрой металловедения и физики прочности, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

E-mail: nikulin@isis.ru

Станислав Олегович Рогачев, к.т.н., доцент кафедры металловедения и физики прочности, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

ORCID: 0000-0001-7769-7748

E-mail: csaap@mail.ru

Владислав Алексеевич Белов, к.т.н., доцент кафедры металловедения и физики прочности, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

ORCID: 0000-0002-4183-9019

E-mail: vblov@ymail.com

Александр Александрович Комиссаров, к.т.н., доцент, заведующий лабораторией «Гибридные наноструктурные материалы», Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

ORCID: 0000-0001-5125-9870

E-mail: komissarov@isis.ru

Вероника Юрьевна Турилина, к.т.н., доцент кафедры металловедения и физики прочности, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

E-mail: veronikat77@gmail.com

Николай Валерьевич Шплис, инженер, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

E-mail: shplisnikolay@mail.ru

Юрий Анатольевич Николаев, д.т.н., ведущий научный сотрудник, НИЦ «Курчатовский институт»

E-mail: Nikolaev_YA@nrcki.ru

Sergei A. Nikulin, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Head of the Chair “Metallography and Physics of Strength”, National University of Science and Technology “MISIS” (MISIS)

E-mail: nikulin@isis.ru

Stanislav O. Rogachev, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair “Metallography and Physics of Strength”, National University of Science and Technology “MISIS” (MISIS)

ORCID: 0000-0001-7769-7748

E-mail: csaap@mail.ru

Vladislav A. Belov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair “Metallography and Physics of Strength”, National University of Science and Technology “MISIS” (MISIS)

ORCID: 0000-0002-4183-9019

E-mail: vblov@ymail.com

Aleksandr A. Komissarov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Head of the Laboratory “Hybrid Nanostructured Materials”, National University of Science and Technology “MISIS” (MISIS)

ORCID: 0000-0001-5125-9870

E-mail: komissarov@isis.ru

Veronika Yu. Turilina, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair “Metallography and Physics of Strength”, National University of Science and Technology “MISIS” (MISIS)

E-mail: veronikat77@gmail.com

Nikolai V. Shplis, Engineer, National University of Science and Technology “MISIS” (MISIS)

E-mail: shplisnikolay@mail.ru

Yurii A. Nikolaev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Leading Researcher, National Research Center “Kurchatov Institute”

E-mail: Nikolaev_YA@nrcki.ru

ВКЛАД АВТОРОВ:

Никулин С.А. – формирование основной концепции, цели и задачи исследования, формирование выводов.
Рогачев С.О. – проведение исследований методами электронной микроскопии, подготовка текста статьи.
Белов В.А. – подготовка образцов для исследований и испытаний, проведение расчетов.
Комиссаров А.А. – проведение испытаний на ударный изгиб.
Турилина В.Ю. – обработка результатов исследований.
Шплис Н.В. – проведение длительной термической обработки и фрактографических исследований.
Николаев Ю.А. – научное руководство, анализ результатов исследований, доработка текста, корректировка выводов.

Поступила в редакцию 13.05.2021

Received 13.05.2021

После доработки 9.06.2021

Revised 9.06.2021

Принята к публикации 26.06.2021

Accepted 28.06.2021