



ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРНЫХ ФАКТОРОВ НА СКЛОННОСТЬ К ХРУПКОМУ РАЗРУШЕНИЮ СВАРНЫХ ШВОВ С УЛЬТРАНИЗКИМ СОДЕРЖАНИЕМ УГЛЕРОДА

Чл.-кор. НАН Украины Г. М. ГРИГОРЕНКО, В. В. ГОЛОВКО, канд. техн. наук, В. А. КОСТИН, инж., В. Ф. ГРАБИН, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Изучены морфологические особенности микроструктуры металла швов с ультранизким содержанием углерода. Показано, что в таких швах структурным фактором нестабильности свойств является как МАК-фаза, так и пластинчатые формы феррита. Установлено, что для получения стабильно высоких механических свойств при низких температурах необходимо, чтобы объемная доля МАК-фазы не превышала 5...6 % при низком содержании феррита с упорядоченной второй фазой. Показано, что с увеличением доли пластической составляющей в изломе ударная вязкость исследуемых швов возрастает.

Ключевые слова: дуговая сварка, низколегированные стали, металл шва, ультранизкое содержание углерода, структура, игольчатый феррит, МАК-фаза, феррит с упорядоченной и неупорядоченной второй фазой, структурные составляющие, квазискор, ударная вязкость

Оптимальные прочностные и пластические свойства металла швов низколегированных сталей в основном достигаются за счет благоприятного сочетания комплекса ферритно-цементитных структур. В металле таких швов образуются следующие структурные составляющие: игольчатый феррит (ИФ), полигональный (аллотриаморфный) феррит (ПФ), видманштеттовый феррит (ВФ), феррит с упорядоченной (УВФ) и с неупорядоченной (НУВФ) второй фазой, а также мартенситно-аустенитно-карбидная фаза (МАК-фаза), формирующаяся в процессе распада аустенита.

Известно [1, 2], что среди указанных структурных составляющих ИФ имеет наилучшие свойства с точки зрения сопротивления хрупкому разрушению, что обусловлено его морфологическими особенностями, а именно: ИФ формируется преимущественно внутри первичных кристаллитов; его иглы имеют длину 2...8 мкм и толщину 1...2 мкм, а соотношение их сторон — 1:3...1:10; между иглами формируются высокоугловые границы с углом разориентации, составляющим более 20°; на границах раздела между ферритными зернами образуются микрофазы — карбиды или МАК-фаза; внутри зерен ИФ дислокации имеют высокую плотность ($\rho = 1 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$).

Вместе с тем, анализ литературных данных показал, что в ряде случаев не удается добиться высокой хладостойкости металла швов несмотря на наличие в них ИФ [3, 4]. Из данных, приведенных на рис. 1, видно, что ударная вязкость несколько снижается при содержании в металле шва свыше 70 об. % ИФ. Исходя из того, что эти результаты получены на образцах металла швов с массовой долей углерода 0,12...0,15 % можно предположить, что такой эффект обусловлен влиянием неучтенного структурного фактора, например, МАК-фазы.

В работе [4] снижение ударной вязкости металла швов с высоким содержанием легирующих элементов объясняется возрастанием его предела прочности без соответствующего уменьшения размера зерен. Однако существует и другая точка зрения, в соответствии с которой снижение ударной вязкости связывают с наличием в металле швов микрофаз, являющихся подобно оксидным включениям источником зарождения хрупкой трещины [5, 6].

Цель настоящей работы заключалась в изучении влияния структурных составляющих металла швов на ее склонность к хрупкому разрушению при низких температурах и выявлении факторов, приводящих к снижению свойств металла швов, содержащего ИФ.

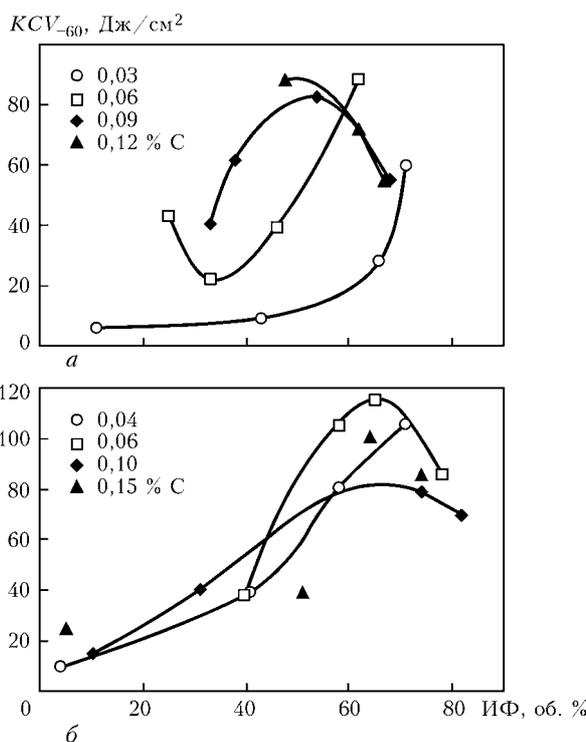


Рис. 1. Влияние объемной доли ИФ на ударную вязкость KCV по экспериментальным данным [3] (a) и [4] (б)



Таблица 1. Химический состав (мас. %) металла швов и сварочных проволок в исследованных образцах

Марка проволоки, № шва	C	Al	Si	Ti	Ni	Mn	Mo	Cr	Cu	S	P
Св-03Г2Н2МТА, 1	0,030	0,003	0,140	0,004	2,63	1,16	0,60	0,27	0,15	0,011	0,011
	0,058	0,013	0,330	0,006	1,72	0,92	0,44	0,32	0,30	0,010	0,011
Св-03Г2Н2ТА, 2	0,030	0,002	0,160	0,004	2,58	1,65	0,17	0,28	0,15	0,011	0,010
	0,045	0,010	0,340	0,005	1,71	0,69	0,23	0,30	0,30	0,010	0,012
Св-04НЗГМТА, 3	0,036	0,002	0,235	0,018	2,53	1,01	0,26	0,10	0,16	0,014	0,007
	0,048	0,012	0,460	0,008	1,87	0,99	0,30	0,24	0,30	0,014	0,009
Св-06Г2НМТА, 4	0,060	0,002	0,200	0,008	1,20	1,40	0,52	0,26	0,16	0,011	0,016
	0,073	0,013	0,420	0,013	1,27	1,28	0,27	0,28	0,40	0,010	0,016

Методика проведения эксперимента. В качестве объекта исследований выбраны образцы металла швов, в которых экспериментально установлено снижение ударной вязкости при отрицательных температурах в случае содержания в его структуре более чем 70 об. % ИФ. Данные швы получены при выполнении стыковых соединений с V-образной разделкой кромок (угол раскрытия 60°) на стали 10ХСНД толщиной 32 мм с использованием нейтрального флюса АНК-57 (DIN 32 522; ВFB 155; DC 8; КМНР 5) и четырех сварочных проволок Св-03Г2Н2ТА, Св-03Г2Н2МТА, Св-04НЗГМТА и Св-06Г2НМТА (ТУ 14-143-508-99). Выбор типа сварочной проволоки определялся задачей получения швов с различным содержанием углерода, никеля и молибдена. Сварку выполняли на постоянном токе обратной полярности на следующем режиме: $I_{св} = (620 \pm 5) \text{ А}$; $U_{д} = (30 \pm 1) \text{ В}$; $v_{св} = (20 \pm 0,5) \text{ м/ч}$; $q_{св} \cong 48 \text{ кДж/см}$. Скорость охлаждения шва составляла 4...7 °С/с в диапазоне температур 800...500 °С.

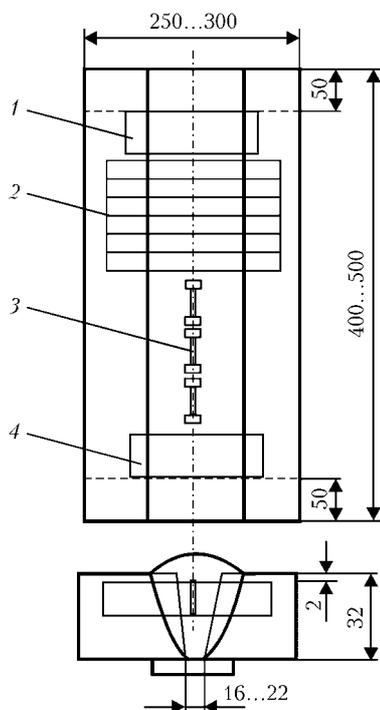


Рис. 2. Схема отбора образцов для металлографических исследований и определения механических свойств наплавленного металла сварных швов: 1, 4 — шлифы для металлографических исследований; 2, 3 — образцы для определения соответственно ударной вязкости и прочности

Химический состав металла последнего прохода сварного шва определяли методом спектрального анализа на установке «Baird», оборудованной компьютером IBM PC. Для каждого образца проводили от трех до пяти определений, полученные результаты усредняли. Результаты анализа химического состава металла швов и сварочных проволок представлены в табл. 1.

Из металла швов отобраны образцы для определения механических свойств наплавленного металла (рис. 2).

Количественное определение микроструктурных составляющих проводили в соответствии с методикой МИС [7]. Содержание легирующих элементов в твердом растворе и состав неметаллических включений определяли методом микрорентгеноспектрального анализа с помощью энергодисперсионного спектрометра Link 860/500 фирмы «Link System» и волнодисперсионного спектрометра «Ortec» фирмы «Ortec». Микроструктура металла исследованных швов приведена на рис. 3.

Результаты исследований. В ходе металлографических исследований установлено, что для всех образцов наплавленного металла характерно наличие таких составляющих, как ИФ, ПФ и МАК-фаза. Кроме того, выявлено незначительное содержание пластинчатых форм феррита, под которыми согласно классификации МИС, подразумеваются УВФ и НУВФ. Эти формы феррита следует принимать во внимание, поскольку такой тип структуры может оказать заметное влияние на склонность металла швов к хрупкому разрушению. Данные о содержании структурных составляющих в исследованных образцах приведены в табл. 2.

Методом количественного микроанализа, проведенного на растровом электронном микроскопе JSM-840, с помощью программы анализа плоских поверхностей ZAF4/FLS на протравленных образцах определена массовая доля элементов в ИФ и ПФ. Содержание легирующих элементов в МАК-

Таблица 2. Объемная доля (%) основных структурных составляющих в металле швов

№ шва	ПФ	ИФ	УВФ	НУВФ	МАК-фаза
1	13,7	61,1	1,5	18,5	5,15
2	29,4	51,0	2,5	11,5	5,00
3	19,4	70,5	2,6	2,5	6,97
4	15,8	73,4	4,5	3,5	6,42

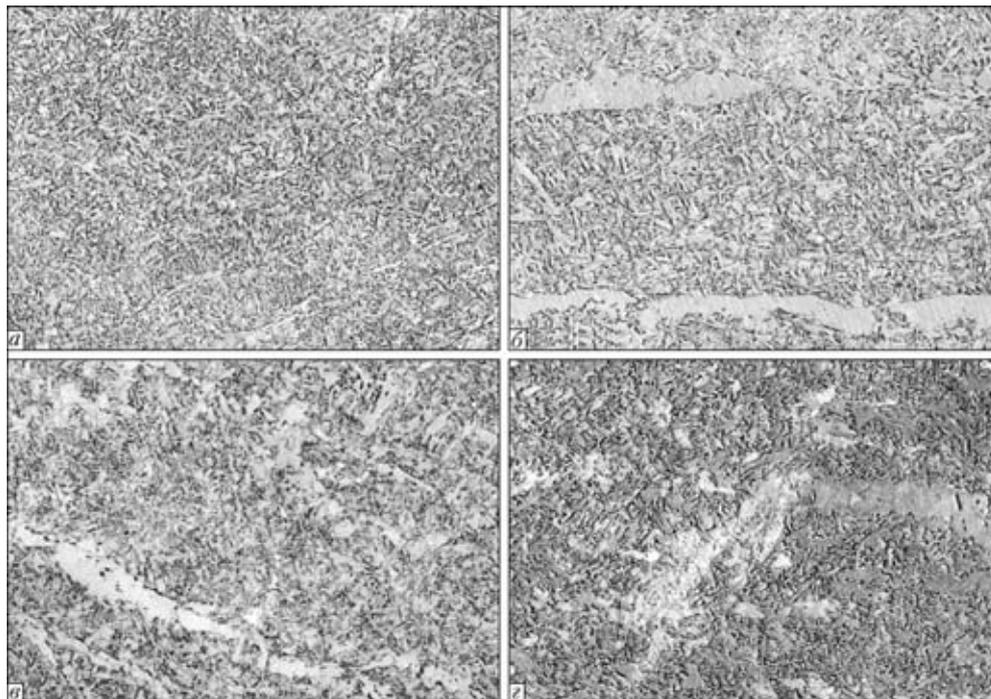


Рис. 3. Микроструктура (×500) металла швов (a–г соответствуют № 1–4 в табл. 2)

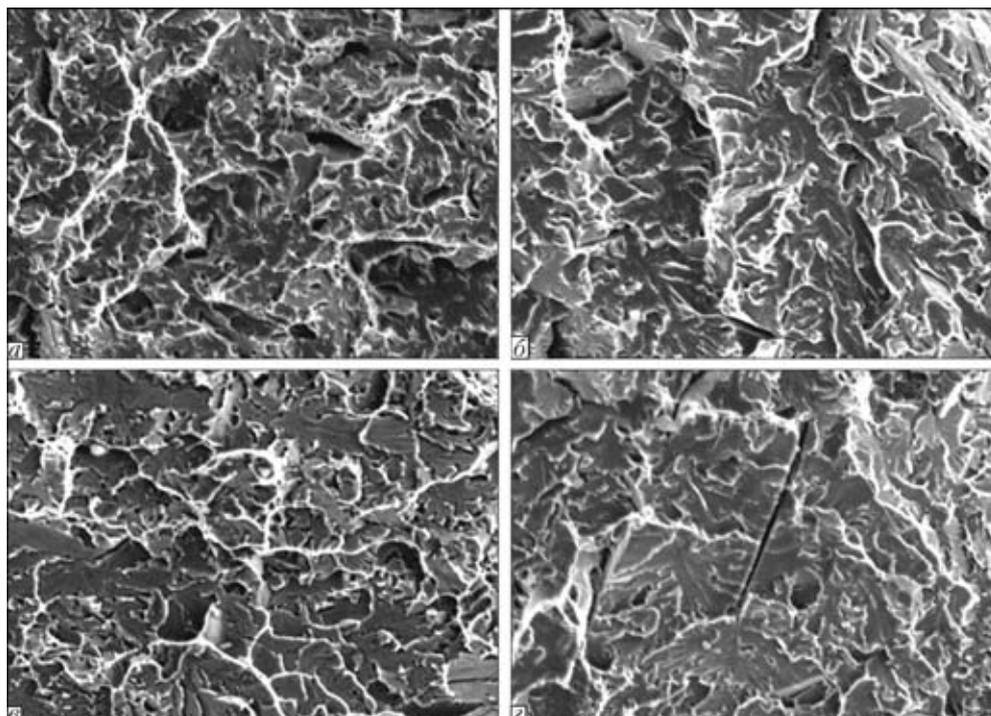


Рис. 4. Фрактография (×1000) поверхности разрушения металла швов (a–г соответствуют № 1–4 в табл. 2)

фазе и на поверхности изломов выявили с помощью программы ZAF/PB, предназначенной для анализа частиц и грубых поверхностей (изломов). Полученные результаты представлены в табл. 3. Исследования показали, что ИФ, по сравнению с ПФ, в большей степени обогащен никелем и молибденом, а в МАК-фазе содержание этих элементов наибольшее.

Фрактографическое изучение поверхности разрушения (рис. 4) показало, что во всех образцах разрушение проходит по одинаковому механизму. На поверхности разрушения можно выделить участ-

тки квазискола («вязкого» скола), представляющие собой небольшие фасетки хрупкого разрушения размером 2...5 мкм, разделенные высокоугловыми границами, а также участки вязкого ямочного разрушения. Характерным элементом излома поверхности разрушения исследованных швов являются протяженные ветвистые линии, называемые гребешками. Для металла шва № 1 характерно равномерное распределение фасеток квазискола, размер которых сопоставим с размером ферритных игл (1...6 мкм). Исследования показали, что в швах № 2–4 имеются протяженные участки



Таблица 3. Содержание легирующих элементов (мас. %) в структурных составляющих металла исследуемых швов

№ шва	Структурные составляющие	Al	Si	Ti	Ni	Mn	Mo	Cr	Cu	S	P
1	ИФ	0,007	0,326	0,024	2,120	0,795	1,574	0,269	0,438	0,005	0,009
	ПФ	0,104	0,357	0,004	1,824	0,911	0,085	0,333	0,257	0,008	0,004
	МАК-фаза	0,002	0,392	0,037	2,184	0,680	1,944	0,180	0,259	0	0,025
2	ИФ	0,007	0,263	0,048	1,890	0,686	0,548	0,276	0,350	0,006	0,005
	ПФ	0,155	0,352	0,004	1,712	0,378	0,109	0,229	0,372	0,005	0,007
	МАК-фаза	0,000	0,321	0	2,302	0,598	1,208	0,069	0,202	0	0,007
3	ИФ	0,055	0,438	0,045	1,924	0,848	0,833	0,242	0,283	0,009	0,003
	ПФ	0,097	0,504	0,007	1,689	0,769	0,045	0,189	0,200	0,004	0,009
	МАК-фаза	0,002	0,405	0,001	2,381	0,611	2,508	0,143	0,326	0	0,007
4	ИФ	0,009	0,367	0,052	1,831	1,123	0,741	0,257	0,397	0,006	0,006
	ПФ	0,079	0,375	0,007	1,558	0,665	0,157	0,251	0,440	0,005	0,011
	МАК-фаза	0,005	0,365	0,013	2,228	0,727	1,590	0,214	0,109	0	0,009

скола шириной 10...20 мкм и длиной 50...100 мкм, вытянутые в одном направлении.

Для того чтобы определить структурные составляющие, по которым проходит разрушение, необходимо исследовать состав металла характерных участков излома исследуемых швов и сопоставить их с составом структурных составляющих, представленных в табл. 3. В качестве объектов анализа выбрали участки квазискола, вязкого ямочного разрушения и поверхность разрушения типа «гребешки» — область пластической деформации.

Результаты микроанализа характерных участков излома металла швов представлены в табл. 4.

Установлено, что разрушение происходит по определенным структурным составляющим. Сопоставление результатов анализа химического состава металла поверхности разрушения, приведенных в табл. 3 и 4, а также характерных размеров и морфологии элементов излома (квазискол, ямочный, «гребешки») и структуры (ИФ, ПФ, МАК-фаза) позволило заключить, что участки квазискола преимущественно связаны с ИФ, а вязкие участки — с ПФ. Анализ изломов показал, что в металле исследованных швов разрушение происходило в основном по зернам ИФ и феррита

с УВФ. Различия заключались лишь в количественном соотношении площадей изломов, занятых ИФ и ферритом с УВФ.

Использование традиционной методики анализа изломов по макроизображению в швах, где разрушение осуществлялось квазисколом, оказалось малоэффективным. Это связано с тем, что при стандартной классификации участки квазискола будут полностью отнесены к хрупкой составляющей излома. На самом деле, доля хрупкой составляющей (темные участки на рис. 5, а, в, д, ж) в участках квазискола составляет только часть излома. Для данного типа излома характерно наличие значительной доли пластической составляющей (белые участки на рис. 5, а, в, д, ж), которая непосредственно связана с процессом развития трещины. В связи с этим интересно проанализировать взаимосвязь между долей пластической составляющей в квазисколе и ударной вязкостью. С помощью программы анализа изображений «Image-ProPlus» версия 3.0 выделим пластическую составляющую (белые участки на рис. 5, б, г, е, з) в участках квазискола и рассмотрим взаимосвязь между долей пластической составляющей и ударной вязкостью металла швов (рис. 6).

Таблица 4. Содержание легирующих элементов (мас. %) в металле характерных участков излома исследуемых швов

№ шва	Вид излома	Al	Si	Ti	Ni	Mn	Mo	Cr	Cu	S	P
1	Квазискол	0,032	0,408	0,139	2,145	0,878	1,656	0,497	0,253	0	0,008
	Ямочный	0,000	0,392	0,089	1,821	1,056	0,040	0,477	0,431	0	0
	«Гребешки»	0,266	0,569	0,017	2,028	0,810	1,540	0,312	0,405	0,181	0
2	Квазискол	0	0,360	0,000	1,834	0,782	0,430	0,466	0,276	0	0
	Ямочный	0,056	0,293	0,000	1,617	0,526	0,135	0,444	0,123	0	0
	«Гребешки»	0	0,562	0,086	2,426	0,871	1,120	0,205	0,540	0	0
3	Квазискол	0,193	0,454	0,276	1,902	0,878	0,865	0,504	0,765	0	0
	Ямочный	0	0,525	0,057	1,613	0,746	0,120	0,450	0,109	0	0
	«Гребешки»	0,000	0,528	0,020	2,596	0,872	2,108	0	0,108	0	0
4	Квазискол	0,203	0,272	0,013	1,896	0,995	0,782	0,122	0,578	0,046	0
	Ямочный	0,077	0,224	0,057	1,573	0,753	0,090	0,298	0,489	0	0,002
	«Гребешки»	0,158	0,647	0,047	2,167	0,882	0,816	0,319	0,495	0,050	0,085

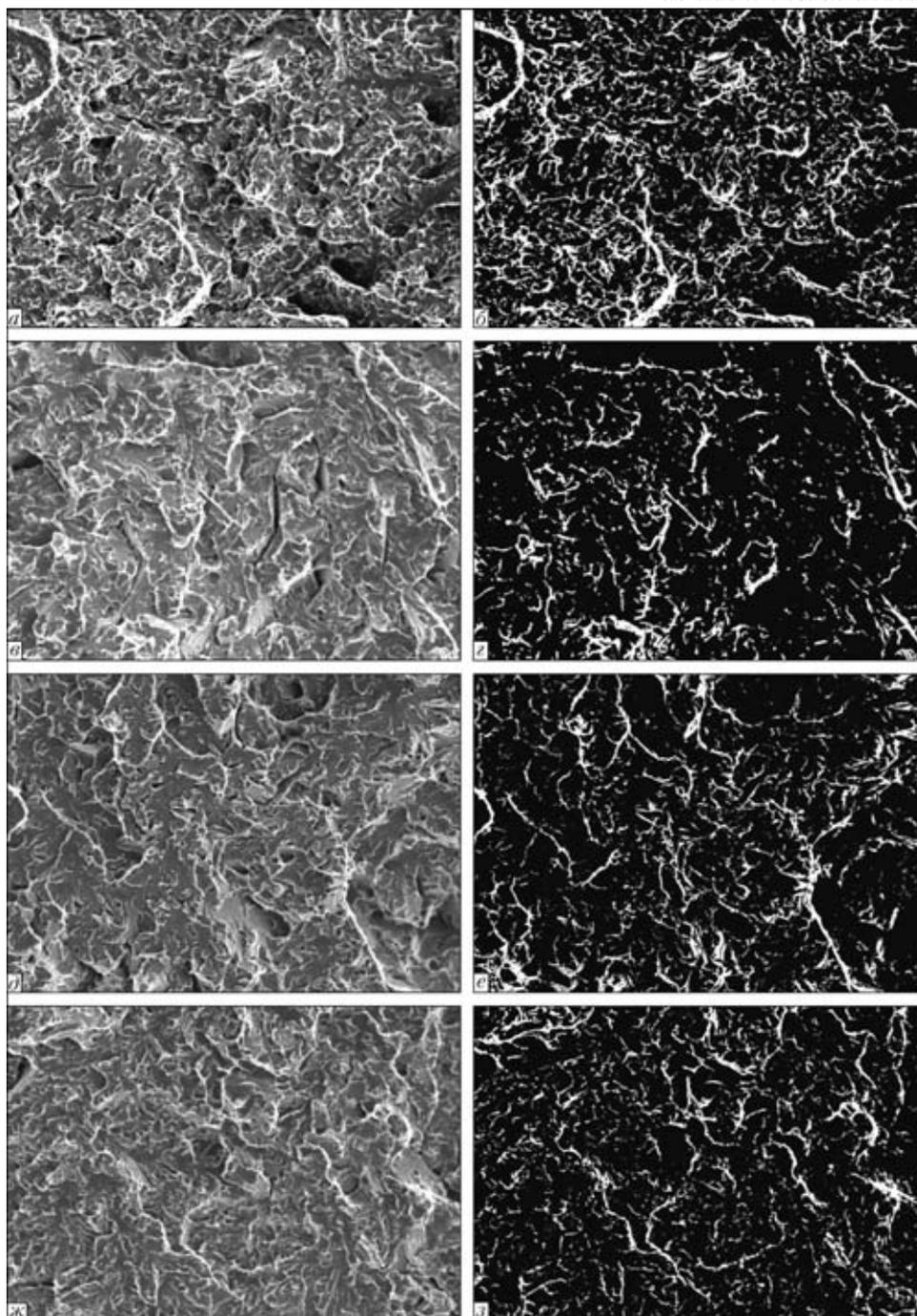


Рис. 5. Фрактография ($\times 500$) излома металла швов и выделенные в них пластические зоны (б, г, е, з), составляющие 15,7 (б); 8,5 (г); 9,7 (е) и 8,7 об. % (з) (а и б, в и г, д и е, ж и з соответствуют № 1–4 в табл. 2)

По образцам, полученным из металла исследованных швов, определены их механические свойства, результаты которых приведены в табл. 5.

Исследования показали, что увеличение доли пластической составляющей в области квазискола способствует повышению ударной вязкости при низких температурах (рис. 6).

Для определения роли той или иной структурной составляющей в процессе хрупкого разрушения необходимо выявить их на поверхности изломов. Для этого разработана специальная методика травления поверхности изломов. Сложность ее заключалась в том, что при травлении на развитой шероховатой поверхности присутствуют пу-

зырьки воздуха, препятствующие процессу травления. Для удаления воздушных пузырьков использовали ультразвуковой диспергатор, создающий в растворе стоячие волны, в результате поверхность излома постоянно омывается травителем. В качестве травителя выбраны щелочный раствор пикриновой кислоты (пикрат) и 4%-й раствор азотной кислоты в спирте (ниталь). Микроструктура металла шва на поверхности излома представлена на рис. 7.

Исследованиями установлено, что трещины в металле шва № 1 проходят преимущественно по ИФ, при этом на поверхности разрушения (рис. 8, а) выявлено значительная объемная доля МАК-фазы



KCV_{-60} , Дж/см²

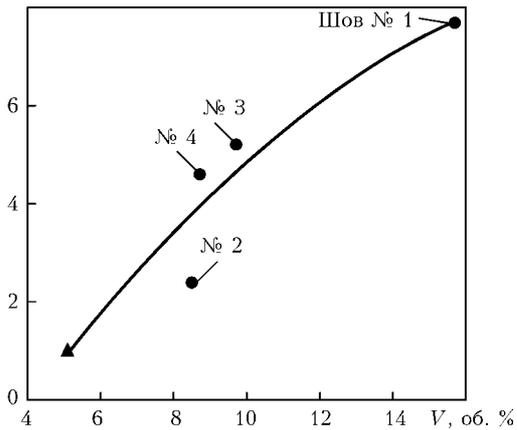


Рис. 6. Влияние объемной доли V пластической составляющей в областях квазискола на ударную вязкость швов KCV_{-60} низколегированных сталей: \blacktriangle — результаты, полученные при температуре -196°C

($V_{\text{МАК}} = 3,56\%$), которая, как отмечено выше, выделяется по границам ферритных пластин. С помощью методики анализа изображений поверхности изломов швов выявлена МАК-фаза и определена ее объемная доля на поверхности разрушенных образцов (рис. 9, б).

Изучение фрактографии изломов швов № 2–4 показало, что плоскости разрушения проходят как по зернам со структурой ИФ, так и по зернам, в которых формируется феррит с УВФ. Можно предположить, что в данном случае реализуется два возможных варианта развития трещин. В первом трещина проходит поперек зерен феррита с УВФ (рис. 10, а), причем карбидные фазы (в частности, МАК-фаза) являются эффективными барьерами на пути ее распространения. Во втором варианте трещина инициируется на межфазной границе карбид–феррит и распространяется по гра-

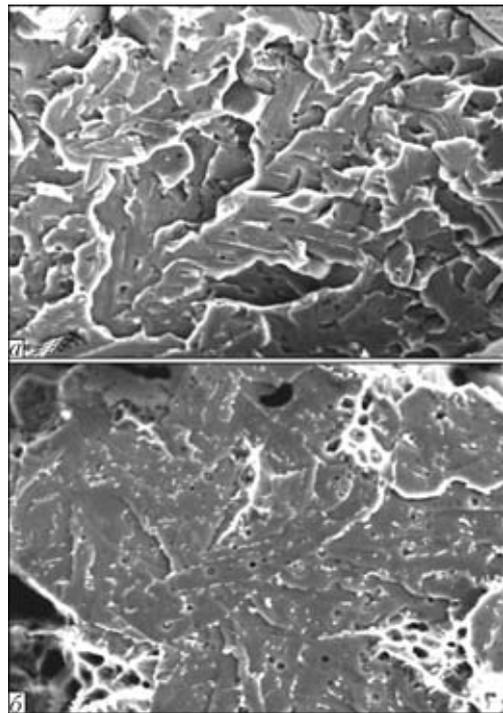


Рис. 7. Микроструктура ($\times 2000$) металла шва № 1 на поверхности изломов при травлении в пикрате (а) и нитале (б)

ницам зерен феррита с УВФ (рис. 10, б). В результате на поверхности излома фиксируется продольный вид карбидных частиц. Различий в составе карбидной фазы при продольном и поперечном распространении трещины по зернам феррита с УВФ установлено не было.

Анализ результатов и их обсуждение. Полученные результаты позволяют сделать предположение о возможном характере механизма разрушения образцов исследованных швов. Разрушение осуществлялось сколом по телу ферритных

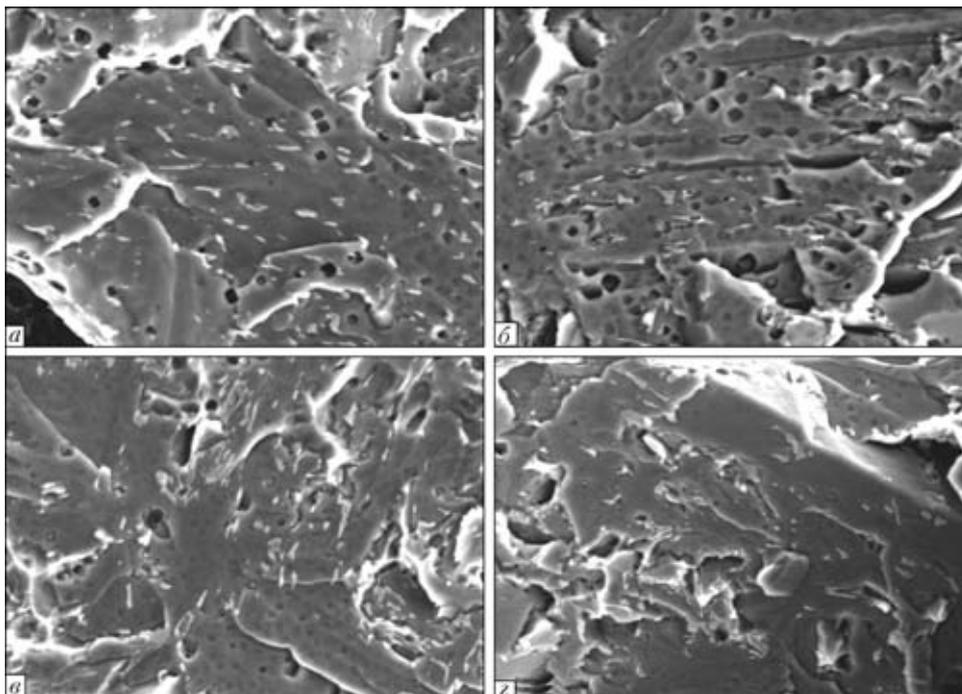


Рис. 8. Микроструктура ($\times 3000$) с выделениями МАК-фазы на поверхности разрушения металла швов низколегированных высокопрочных сталей (а–г соответствуют № 1–4 в табл. 2)

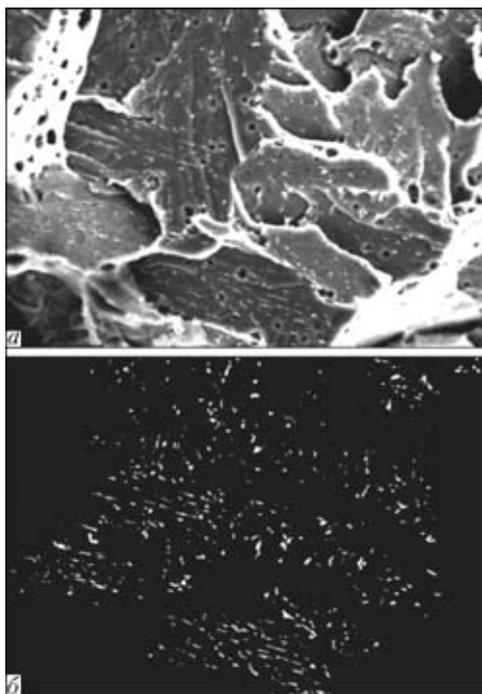


Рис. 9. Микроструктура ($\times 2000$) поверхности разрушения металла шва № 1 (а) (табл. 2) и выделенная в ней МАК-фаза (б)

игл в зернах ИФ. Поскольку между иглами существуют высокоугловые границы, трещины меняют направление движения, при этом происходит образование новой фасетки разрушения. Смена направления их движения требует дополнительных энергетических затрат. Поэтому, чем мельче размер игл и выше пространственная разориентировка двух соседних игл в зернах ИФ, тем большую энергию необходимо приложить для развития трещины и тем выше будут значения ударной вязкости [8]. Смена направления распространения трещины происходит по границам ферритных игл с образованием на поверхности разрушения типа гребешков. Как показали исследования (см. рис. 3), МАК-фаза в основном формируется по границам ферритных игл, поэтому следует ожидать совпадения результатов микроанализа химического состава МАК-фазы и гребешков на поверхности разрушения. Данное предположение получило экспериментальное подтверждение (см. табл. 3 и 4). Наличие МАК-фазы на границах ферритных игл и угла разориентировки соседних зерен ИФ тормозит процесс разрушения квазисколом [9]. Анализ полученных результатов показал, что незначительное увеличение объемной доли МАК-фазы (с 0 до 5... 6 %) способствует повышению ударной вязкости (рис. 11), а при доле МАК-фазы более 6 % ударная вязкость снижается. Для получения более полной картины влияния МАК-фазы на ударную вязкость необходимо исследовать швы с более высокой объемной долей МАК-фазы. При построении графика в области высоких значений МАК-фазы нами использованы как данные, приведенные в работе [10], так и полученные экспериментально на образцах, в которых объемная доля МАК-фазы составляла приблизительно 19 %.

Характер взаимосвязи между МАК-фазой и ударной вязкостью, показанный на рис. 11, по-

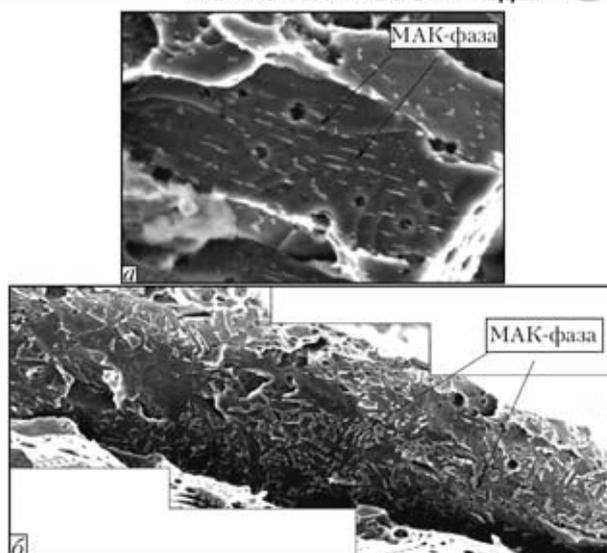


Рис. 10. Разрушение по ферриту с упорядоченной второй фазой ($\times 2300$): а — распространение трещины поперек зерен феррита с УВФ (№ 1 в табл. 2); б — вдоль зерен феррита с УВФ (№ 3 в табл. 2)

видимому, связан с изменением механизма ее влияния на зарождение и развитие трещины. Если объемное содержание МАК-фазы незначительное (до 5... 6 %), то она выступает в роли упрочняющей второй фазы и тормозит развитие трещины. При $V_{\text{МАК}} > 5... 6 \%$ сама МАК-фаза становится источником зарождения трещин вследствие наличия в ней хрупкой составляющей — мартенсита (а возможно, и остаточного аустенита). Поэтому с увеличением объемной доли МАК-фазы в металле исследованных швов более чем на 5... 6 % ударная вязкость его снижается.

Изменение механизма влияния МАК-фазы на процесс разрушения зависит от ее состава. Напряжения на границе МАК-фазы и ферритной матрицы взаимосвязаны с их составом, что обусловлено их различными линейными коэффициентами термического расширения. Состав МАК-фазы может влиять на напряженное состояние на межфазной границе, в результате процесс образования трещины будет либо тормозиться, либо, наоборот, получать развитие. К сожалению, наши исследования этот факт не подтвердили (см. табл. 3 и 4), что, по-видимому, связано с особенностями опре-

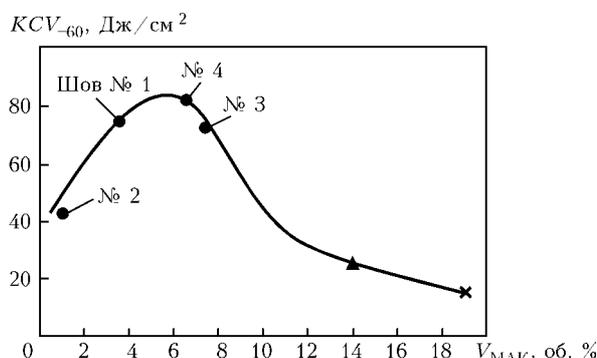


Рис. 11. Влияние объемной доли МАК-фазы в изломе на ударную вязкость металла шва: ▲ — по данным [10]; × — результаты, полученные после термической обработки шва № 1 (нагрев до 730 °С и быстрое охлаждение в воде)



KCV_{-60} , Дж/см²

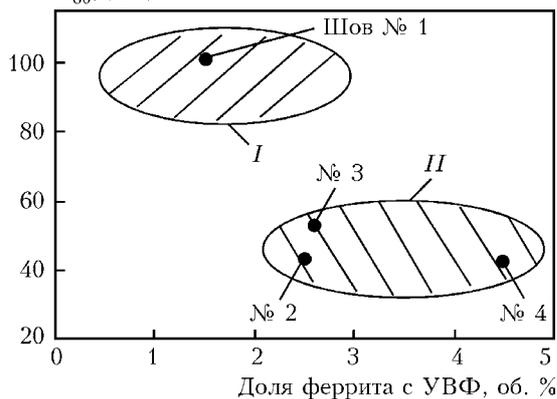


Рис. 12. Влияние содержания феррита с УВФ на ударную вязкость сварных швов: I, II — области, в которых разрушение происходит соответственно поперек зерен феррита с УВФ и смешанным образом

деления составов частиц малых (менее 1 мкм) размеров. Этот вопрос требует дальнейшего изучения.

Исходя из представленных выше результатов, можно объяснить факт снижения ударной вязкости в металле швов с большой (выше 70 %) объемной долей ИФ. В работе [11] установлено, что количество МАК-фазы возрастает с увеличением объемной доли ИФ в металле шва. Полученные нами результаты показали, что если объемная доля МАК-фазы превышает определенное значение (для исследуемых швов порядка 6 %), то ударная вязкость металла швов понижается. Таким образом, положительное влияние ИФ нивелируется отрицательным влиянием МАК-фазы, в результате ударная вязкость не только не повышается или остается на том же уровне, но может и заметно снизиться (см. рис. 1). Понятно, что, чем выше содержание углерода и карбидообразующих элементов, тем сильнее этот эффект проявляется.

Кроме содержания МАК-фазы, на характер разрушения влияет также топография ее распределения. Согласно классификации МИС [7], в случае, если частицы МАК-фазы расположены параллельно друг другу и ориентированы вдоль ферритных границ, то такая структурная составляющая классифицируется как феррит с УВФ. Она может оказывать влияние на вязкость разрушения металла сварных швов низколегированных сталей [12], хотя авторы ее называют бейнитным пакетом.

Наличие на поверхности разрушения феррита с УВФ (см. рис. 10, а) позволяет сделать вывод,

что это, возможно, также является фактором нестабильности ударной вязкости при низких температурах в металле швов низколегированных сталей. Анализ изломов исследуемых швов дает возможность утверждать, что в случае высоких значений ударной вязкости трещина распространяется поперек зерен феррита с УВФ (рис. 12), что характерно для металла шва № 1. В металле швов с низкими значениями ударной вязкости (№ 2–4) распространение магистральной трещины носит смешанный характер и происходит как поперек, так и вдоль границ ферритных пластин (см. рис. 10, б). Различный уровень ударной вязкости, наблюдаемый в металле швов № 1 и 3 (табл. 5), можно объяснить различным характером распространения трещины.

Установив, что МАК-фаза и феррит с УВФ ответственны за снижение низкотемпературной хрупкости швов высокопрочных низколегированных сталей, необходимо было выполнить количественную оценку способности структуры металла шва к сопротивлению разрушения при низкой температуре. В качестве такого параметра выбрана доля пластической составляющей в изломе образцов, полученных при испытаниях на ударную вязкость при температуре реализации чисто хрупкого разрушения $-173\text{ }^{\circ}\text{C}$ (табл. 5). В отличие от традиционного подхода к макроскопическому описанию излома при рассмотрении данного вопроса нами принят микроскопический подход. По фрактографии изломов определяли долю пластической составляющей, которая, помимо традиционного «вязкого» ямочного излома, учитывала пластическую составляющую, формирующуюся при распространении трещины от одной хрупкой фасетки разрушения к другой (см. рис. 5). При этом установлена хорошая корреляция между долей пластической составляющей в изломе и ударной вязкостью металла шва (см. рис. 6).

Выводы

1. С использованием предложенной методики выявлена МАК-фаза на поверхности изломов и определено снижение ударной вязкости при низких температурах.

2. С помощью методики выделения пластической составляющей в областях квазискола установлена взаимосвязь между ее содержанием и ударной вязкостью металла швов низколегированных

Таблица 5. Механические свойства исследованных швов

№ шва	Предел текучести, МПа	Предел прочности, МПа	Относительное удлинение, %	Относительное сужение, %	Ударная вязкость KCV_{-60} , Дж/см ²	Ударная вязкость KCV_{-173} , Дж/см ²
1	$\frac{562, \dots 572,5}{568,5}$	$\frac{701,7 \dots 719,1}{709,1}$	$\frac{23,3 \dots 27,0}{25,0}$	$\frac{69,5 \dots 73,1}{70,8}$	$\frac{75 \dots 120}{100,6}$	$\frac{6,2 \dots 9,4}{7,7}$
2	$\frac{520,1 \dots 520,8}{564,9}$	$\frac{637,8 \dots 638,8}{638,5}$	$\frac{26,7 \dots 27,7}{27,4}$	$\frac{71,4 \dots 73,1}{72,0}$	$\frac{39 \dots 50}{43}$	$\frac{2,0 \dots 3,1}{2,4}$
3	$\frac{562,0 \dots 568,9}{564,9}$	$\frac{683,8 \dots 693,7}{688,2}$	$\frac{24,0 \dots 25,3}{24,7}$	$\frac{65,9 \dots 76,8}{66,6}$	$\frac{48 \dots 59}{52,7}$	$\frac{4,8 \dots 5,6}{5,2}$
4	$\frac{572,4 \dots 598,5}{585,2}$	$\frac{720,3 \dots 727,3}{722,6}$	$\frac{25,7 \dots 26,7}{26,2}$	$\frac{67,8 \dots 69,7}{69,1}$	$\frac{36 \dots 46}{42,7}$	$\frac{4,3 \dots 5,0}{4,6}$

Примечание. В числителе приведены минимальные и максимальные значения, в знаменателе — средние.



сталей. Установлено, что с увеличением доли пластической составляющей в изломе квазискола ударная вязкость возрастает.

3. Структурным фактором нестабильности свойств (в частности ударной вязкости при низких температурах) металла швов низколегированных сталей может являться как МАК-фаза, так и пластинчатые формы феррита, в частности феррит с УФВ.

4. Для получения стабильно высокой ударной вязкости металла швов при низких температурах необходимо, чтобы объемная доля МАК-фазы не превышала 5...6 %, а содержание феррита с УФВ было низким.

1. Влияние кислорода на образование структуры игольчатого феррита в низколегированном металле сварных швов (Обзор) / И. К. Походня, В. В. Головкин, А. В. Денисенко, В. Ф. Грабин // Автомат. сварка. — 1999. — № 2. — С. 3–10.
2. Ito G., Nakanishi M. Study on Charpy impact properties of weld metals with submerged arc welding. — S.I., [1975]. — 20 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. XI-A-113-75).
3. Svensson L-E., Grefott B. Microstructure and impact toughness of C-Mn weld metals // Welding Research Supplement. — 1990. — Dec. — P. 454–461.

4. Evans G. M. The effect of carbon on the microstructure and properties of C-Mn all-weld-metal deposits. — S.I., [1981]. — 16 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. II-A-546-81).
5. Curry D. C., Knott J. F. Effects of microstructure on cleavage fracture stress in steel // Metal Sci. — 1978. — № 12. — P. 511.
6. Garland J. G., Kirkwood P. R. Towards improved submerged arc weld metal // Metal Construction. — 1975. — № 7. — P. 275–283.
7. Guidelines for the classification of ferritic steel weld metal microstructural constituents using the light microscope // Welding in the World. — 1986. — 24, № 7/8. — P. 144–148.
8. Романов О. Н. Вязкость разрушения конструкционных сталей. — М.: Металлургия, 1979. — 176 с.
9. Ohkita S., Horii Y. Recent development in controlling the microstructure and properties of low alloy steel weld metals // ISIJ Intern. — 1995. — 35, № 10. — P. 1170–1182.
10. Evans G. M. The effect of heat-treatment on the microstructure and properties of C-Mn all-weld-metal deposits. — S.I., [1984]. — 13 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. II-A-605–84).
11. Анализ структурного состава металла швов, выполненных сварочными проволоками ферритно-перлитного класса / В. Ф. Грабин, В. В. Головкин, Т. Г. Соломийчук и др. // Автомат. сварка. — 2003. — № 8. — С. 18–23.
12. Влияние никеля на структуру и механические свойства шва, выполненного электродами с основным покрытием / И. К. Походня, В. Д. Макаренко, А. О. Корсун, С. С. Миличенко // Там же. — 1986. — № 2. — С. 1–5.

Morphological features of microstructure of weld metal of ultra-low carbon steels have been studied. It is shown that in such welds both the MAC-phase and the lamellar forms of ferrite are the structural factor of property instability. It is found that in order to produce stable high properties at low temperatures, the volume fraction of MAC-phase should not exceed 5...6 % at a low content of ferrite with an ordered secondary phase. It is shown that the impact toughness of the studied welds rises with the increase in the ductile component fraction in fracture.

Поступила в редакцию 03.11.2004

23–27 марта 2005

СВАРКА и СТРОЙКА — 2005

Тематический раздел IV Международного фестиваля

IV Международный фестиваль
Строительство и архитектура 2005

Организаторы:
Киевская городская администрация,
АО «Киевская международная контрактная ярмарка»
ВЦ «КиевЭкспоПлаза»,
Киев, ул. Салютная, 2-Б

Организатор: НТК «ИЭС им. Е. О. Патона»
Тел.: +380(44) 227 1238, 490 5745
e-mail: expo@paton-expo.kiev.ua

ул. Боженко, 11, Киев, 03680
Факс: +380(44) 227-6502
<http://www.paton-expo.kiev.ua>

Основные направления тематического раздела:

- Материалы для строительных конструкций.
- Проектирование сварных строительных конструкций.
- Оборудование, материалы и технологии для сварки, наплавки, резки.
- Антикоррозионные, упрочняющие, декоративные и др. виды покрытий.
- Изделия из полимерных материалов и способы их соединений.
- Оценка ресурсов строительных конструкций.
- Диагностика и новые методы контроля качества.
- Охрана труда и средства защиты.

Подробности об условиях участия в выставке на сайте www.paton-expo.kiev.ua.