

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ ВЫСОКОПРОЧНОГО МЕТАЛЛА ШВА ТИТАНОМ НА ЕГО СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА

В. В. ГОЛОВКО, д-р техн. наук, **В. Ф. ГРАБИН**, канд. техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Для оценки влияния условий легирования металла швов при сварке под флюсом на их механические свойства предложено использовать комплексный показатель, который учитывает уровень легирования марганцем, кремнием, титаном и алюминием твердого раствора, а также содержание оксидов титана во включениях, расположенных в теле ферритных зерен.

Ключевые слова: сталь, легирование, структура, сварной шов, титан

Одним из выдающихся достижений в области металлургии XX в. несомненно является создание высокопрочных низколегированных (ВНЛ) сталей. Отдельные работы по исследованию свойств и особенностей металлургии сварки сталей такого класса предпринимались и ранее, но прорыв в этом направлении начался в 1960-х годах. Отличительной характеристикой этих сталей является оптимальное сочетание прочности и экономичности, что обеспечивается рафинированием и экономным микролегированием сталей, а также термомеханической обработкой проката.

Современные высокопрочные стали представляют собой продукт высоких технологий, в котором сбалансированы многочисленные металлургические и физические процессы. В работе [1] приведена схема, где показаны механизмы упрочнения, используемые для получения ВНЛ сталей. Так, если для достижения предела текучести $\sigma_T < 275$ МПа сталей достаточно упрочнить твердый раствор марганцем и кремнием, то для получения более высокого уровня прочностных свойств требуется термомеханическая обработка проката и упрочнение структуры за счет микролегирования, а для обеспечения предела текучести свыше 400 МПа — дисперсионное или дислокационное упрочнение.

Одним из легирующих элементов, широко используемым для упрочнения твердого раствора феррита, является титан. В металле низколегированных швов он способствует увеличению прочности (примерно на $\Delta\sigma_B = 220C[Ti]$ [Н/мм²], где C — массовая доля [Ti], % [2]). Введение титана без добавки других легирующих элементов заметного влияния на температуру $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения не оказывает, однако способствует превращению пластинчатого феррита в игольчатый, при этом содержание доэвтектоидного феррита

остается практически без изменения [3]. Оптимальное содержание титана в металле зависит от содержания в нем кислорода, азота, а также элементов-упрочнителей (кремния, марганца, молибдена, никеля, хрома и др.) и обычно составляет 0,01...0,05 мас. % [4].

В связи с тем, что в металле сварных швов обязательно присутствует кислород, легирующие элементы могут находиться не только в твердом растворе феррита, но и в составе неметаллических включений.

Распределение легирующих элементов между этими двумя фазами определяется их активностью, а также активностью кислорода в металле и влияет на условия формирования его структуры при охлаждении (рис. 1).

При сварке в металле швов низколегированных сталей преимущественно формируются три морфологические разновидности неметаллических включений: нитриды, оксиды и сложные комплексы типа алюмосиликатов. Первые два типа неметаллических включений имеют остроугольную форму, а третий — глобулярную. Считается, что работа зарождения трещины A_3 при разрушении металла зависит от формы неметаллических включений. При остроугольной форме включений A_3

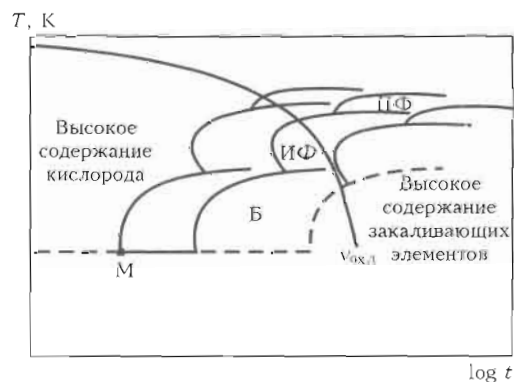


Рис. 1. Влияние состава металла шва на фазовые превращения при охлаждении [5]: М — мартенсит; Б — бейнит; ИФ, ПФ — соответственно игольчатый и полигональный феррит; $v_{охл}$ — скорость охлаждения



уменьшается, при этом на свойства металла шва оказывает влияние общее содержание неметаллических включений не зависимо от их состава [6]. Исходя из изложенного выше выведена формула

$$D_{\max} = 4R/3f$$

для определения максимального размера зерна ферритной матрицы при наличии в ней объемной доли f неметаллических включений со средним радиусом R [7]. На основании этого соотношения авторы полагают, что химический состав и форма неметаллических включений не оказывают влияние на структуру металла шва.

В работах, посвященных исследованию условий формирования ИФ, отмечено образование игл феррита на неметаллических включениях (или возле них) размером 0,3...0,8 мкм [8, 9]. Анализ состава неметаллических включений, способствующих образованию ИФ, показал, что в большинстве из них присутствует титан [9]. Исходя из этого сделан вывод, что структура ИФ зарождается на включениях нитрида или монооксида титана [10, 11]. Данные выводы строились на теоретических разработках Брамфита [12], который на основании результатов исследований переохлажденного железа установил, что рост потенциала гетерогенного образования зародышей тем выше, чем меньше рассогласование кристаллических решеток гетерогенного зародыша и образующейся фазы. Из неметаллических включений, присутствующих в низколегированных швах, наименьшее рассогласование кристаллических решеток с α -железом имеют TiO и TiN (соответственно 3,0 и 3,8 %) [9]. В отличие от них Al_2O_3 и ZrO_2 характеризуются самым большим несоответствием с зарождающимся ферритом (примерно 30 %).

Из отмеченного выше следует, что проблема выбора оптимального содержания титана в металле швов низколегированных сталей является весьма актуальной с точки зрения создания условий формирования структуры, обеспечивающей его высокие служебные свойства.

При разработке технологических процессов дуговой сварки под флюсом большое внимание уделяется вопросу выбора такого сочетания флюс-проволока, которое гарантирует регламен-

тируемый уровень служебных свойств сварных соединений. Обычно решение этой задачи базируется на эмпирических подходах. В этом случае исходя из результатов испытаний нескольких сварных соединений, полученных с использованием различных сочетаний флюсов и сварочных проволок, принимается решение об эффективности одного из исследуемых вариантов. К недостаткам такого подхода следует отнести то, что, во-первых, нет полной уверенности, что выбранное сочетание является оптимальным, и, во-вторых, при повышении уровня требований к одному или нескольким показателям служебных свойств металла швов необходимо выполнять такую работу заново. При этом отсутствуют данные, которые могли бы помочь в определении тех характеристик флюсов и проволок, которые способствуют достижению требуемого результата.

Кроме того, представляет интерес проблема выбора флюса (плавленого или агломерированного) и обоснование использования флюсов определенной основности с точки зрения условий легирования и микролегирования металла швов, а также формирования их микроструктуры.

Цель настоящей работы заключалась в выработке концептуальных подходов к выбору типа флюса и состава проволок применительно к разработке технологических процессов сварки низколегированных сталей.

В ходе исследований изучено влияние легирования титаном на структуру и свойства металла швов низколегированных сталей. Легирование металла швов осуществляли через флюс и/или сварочную проволоку сплошного сечения. Сварку выполняли под флюсами двух типов — плавленые и агломерированные, в состав каждого входили флюсы с различной основностью.

В табл. 1 приведен состав плавленных флюсов АН-348А (легированные марганцем и кремнием, основность $BI = 0,6$) и АН-72 (легированные кремнием и алюминием, $BI = 2,0$), а также агломерированных флюсов 348К (флюс АН-348 изготовлен по технологии агломерированного флюса), опытного флюса 19 (легирован алюминием, $BI = 2,0$), опытного флюса 19М (флюс 19 с содержанием 5 мас. % ферромарганца).

Для исследований выбраны сварочные проволоки с различным содержанием титана (ЭП934

Таблица 1. Химический состав сварочных флюсов (мас. %), использованных в исследовании

Сварочный флюс	Na ₂ O	CaO	MgO	CaF ₂	MnO	Al ₂ O ₃	Fe ₂ O ₃	SiO ₂	ZrO ₂	Другие
АН-348А	—	2,1	4,7	5,0	35,2	3,8	0,9	42,8	—	—
348К	2,5	2,0	4,5	4,7	34,5	3,5	0,8	41,7	—	—
АН-72	—	17,0	—	45,0	—	22,9	0,2	16,3	1,0	—
19	2,3	4,5	30,4	20,0	—	35,2	—	8,0	—	0,6Al
19М	2,0	4,1	28,0	19,1	—	33,6	—	8,6	—	0,5AlFeMn

Таблица 2. Химический состав (мас. %) металла сварных соединений, выполненных сваркой под флюсом в сочетании с проволокой ЭП934

Сварочный флюс	C	Si	Mn	Ni	Mo	Al	Ti	S	P
АН-348А	0,028	0,758	1,82	1,20	0,25	0,0082	0,005	0,023	0,043
348К	0,021	0,672	1,81	1,20	0,24	0,0009	0,016	0,023	0,016
АН-72	0,054	0,310	1,28	1,11	0,22	0,0070	0,008	0,009	0,018
19	0,053	0,701	1,19	1,03	0,21	0,023	0,036	0,008	0,018

Примечание. Химический состав проволоки ЭП934, мас. %: 0,087 С; 0,342 Si; 1,62 Mn; 1,38 Ni; 0,25 Mo; 0,044 Al; 0,075 Ti; 0,01 S и 0,021 P.

Таблица 3. Химический состав (мас. %) металла сварных соединений, выполненных сваркой под флюсом в сочетании с проволокой Св-10Г1НМА

Сварочный флюс	C	Si	Mn	Ni	Mo	Al	Ti	S	P
АН-348А	0,027	0,344	1,32	0,60	0,50	0,0456	0,019	0,011	0,017
348К	0,024	0,530	1,31	0,54	0,55	0,0080	0,009	0,022	0,015
АН-72	0,053	0,310	1,28	0,53	0,50	0,0070	0,008	0,006	0,016
19	0,053	0,497	1,34	0,58	0,50	0,0481	0,054	0,005	0,018
19М	0,032	0,242	1,71	0,60	0,50	0,0255	0,037	0,009	0,017

Примечание. Химический состав проволоки Св-10Г1НМА, мас. %: 0,07 С; 0,48 Si; 1,5 Mn; 0,66 Ni; 0,59 Mo; 0,0158 Al; 0,161 Ti; 0,012 S и 0,021 P.

и Св-10Г1НМА) (табл. 2 и 3). Объектом исследования служили образцы металла, наплавленного под флюсами (см. табл. 1) в сочетании с проволоками указанного типа по методике ISO 14 171.

Из наплавленного металла отбирали образцы для определения его химического состава и проведения металлографических исследований. Химический состав наплавленного металла определяли методом спектрального анализа на установке «Вайрд», оборудованной компьютером IBM PC. Для каждого образца проводили от трех до пяти определений, полученные результаты усредняли. Химический состав металла сварных швов, выполненных с использованием приведенных выше сочетаний сварочных материалов, представлен в табл. 2 и 3.

Сварку выполняли на постоянном токе обратной полярности с помощью аппарата А1416: первый слой (три прохода) — $I_{св} = 510...520$ А; $U_d = 28...29$ В; $v_{св} = 22...23$ м/ч; второй слой (три прохода) — $I_{св} = 560...570$ А; $U_d = 30...31$ В; $v_{св} = 22...23$ м/ч; третий слой (четыре прохода) — $I_{св} = 610...620$ А; $U_d = 32...34$ В; $v_{св} = 22...23$ м/ч. Полученные механические свойства металла швов приведены в табл. 4.

В ходе металлографических исследований определяли долю отдельных составляющих микроструктуры металла шва, его элементный состав и объемную долю неметаллических включений. Структуру металла шва исследовали методами оптической и электронной металлографии с исполь-

зованием светового микроскопа «Неофот-32» и растрового электронного микроскопа JSM-840 фирмы «Jeol», оборудованного платой захвата изображений MicroCapture с последующей регистрацией изображения на экране компьютера. Количественное определение микроструктурных составляющих осуществляли в соответствии с методикой МИС [13]. Элементный состав неметаллический включений выявляли микрорентгеноспектральным методом с помощью энергодисперсионного спектрометра «Link 860/500» фирмы «Link System» и волнодисперсионного спектрометра «Ortec» фирмы «Ortec».

Химический состав неметаллических включений в металле исследованных швов приведен в табл. 5 и 6.

В результате металлографического анализа установлено, что структура металла исследованных швов состоит из различных морфологических форм феррита (ПФ, ИФ, внутризернистого (ФВЗ), с упорядоченной (ФУВ) и неупорядоченной (ФНУВ) второй фазой), перлита (П), бейнита (Б) и МАК-фазы. Содержание отдельных структурных составляющих в металле швов приведены в табл. 7 и 8.

Результаты исследований показали, что содержание неметаллических включений в металле швов, выполненных сваркой под кислыми флюсами, существенно выше, чем при использовании флюсов основного вида. Отметим, что если в первом случае включения представляют собой преимущественно



Таблица 4. Механические свойства металла исследованных швов, выполненных дуговой сваркой под флюсом в сочетании с различными сварочными проволоками

Сварочный флюс	Предел прочности, МПа	Временное сопротивление, МПа	Относительное удлинение, %	Относительное сужение, %	Ударная вязкость (Дж/см ²) при температуре, °С	
					+20	-20
ЭП934						
АН-348А	597,1	709,4	21,0	57,8	32,9	16,8
АН-72	584,9	702,9	21,5	35,7	122,1	96,4
19	582,8	725,3	22,9	66,0	112,3	52,5
348К	533,0	638,9	21,7	57,6	71,7	46,7
Св-10Г1НМТА						
АН-348А	626,6	690,5	23,1	60,4	59,6	37,9
АН-72	582,8	652,0	24,4	62,5	90,5	51,5
19	708,4	812,2	20,4	66,4	16,9	67,0
19М	598,9	683,6	22,4	52,3	164,6	163,8
348К	512,5	611,5	25,3	60,9	66,1	37,2

Таблица 5. Химический состав неметаллических включений в металле швов (мас. %), выполненных сваркой под флюсом в сочетании с проволокой ЭП934

Сварочный флюс	Объемная доля неметаллических включений, %	На границе зерен				В теле зерна			
		Al ₂ O ₃	SiO ₂	MnO	TiO	Al ₂ O ₃	SiO ₂	MnO	TiO
АН-348А	0,45	1,030	2,040	3,840	7,290	1,246	44,001	52,291	1,67
348К	3,00	0,963	38,981	54,563	2,332	1,022	42,140	52,566	4,22
АН-72	0,20	58,889	7,903	31,610	13,293	57,179	12,595	21,891	8,74
19	0,19	63,082	7,401	28,681	1,349	87,358	2,283	5,031	10,11
19М	0,18	37,686	2,413	36,333	20,197	29,797	3,204	45,812	19,14

Таблица 6. Химический состав неметаллических включений в металле швов (мас. %), выполненных сваркой под флюсом в сочетании с проволокой Св-10Г1НМТА

Сварочный флюс	Объемная доля неметаллических включений, %	На границе зерен				В теле зерна			
		Al ₂ O ₃	SiO ₂	MnO	TiO	Al ₂ O ₃	SiO ₂	MnO	TiO
АН-348А	0,905	3,121	29,669	61,079	3,335	3,177	31,666	59,42	5,42
348К	1,900	0,641	39,253	51,630	5,049	0,111	41,439	50,321	3,01
АН-72	0,320	12,041	11,292	46,07	18,323	21,867	13,438	36,062	3,26
19	0,500	74,502	3,029	15,917	3,760	89,646	2,857	4,33	2,78

силикаты марганца, то во втором — в их составе содержится значительное количество оксидов алюминия и титана.

С повышением основности флюса содержание титана в металле швов при использовании сварочной проволоки как одной, так и другой марки возрастает. Из приведенных выше литературных данных следует, что повышение содержания титана должно вызывать соответствующее повышение объемной доли ИФ в структуре металла швов и массовой доли оксидов титана во включениях, расположенных в теле зерен первичного аустенита. Полученные нами результаты (рис. 2) показали, что подобная зависимость имеет неявно

выраженную форму и может быть представлена в виде некоторой области.

На рис. 3 показано влияние содержания ИФ в структуре металла сварных швов на уровень его ударной вязкости. Сопоставление представленных данных свидетельствовало об отсутствии какой-либо прямой зависимости между этими двумя показателями. На основании анализа химического состава металла исследуемых швов (см. табл. 2 и 3) можно заключить, что с изменением основности сварочного флюса и содержания титана в электродной проволоке меняется уровень легирования металла швов не только титаном, но и марганцем, кремнием, алюминием.

Таблица 7. Содержание (об. %) структурных составляющих металла швов, выполненных с использованием сварочной проволоки ЭП934

Сварочный флюс	ПФ	П	ИФ	ФУВ	ФНУВ	Б	ФВЗ	МАК-фаза
АН-348А	4	0	95	0	0	0	1	0
АН-72	3	0	95	2	0	0	0	0
19	1	0	70	11	9	6	3	0
348К	12	0	79	0	0	0	9	0

Таблица 8. Содержание (об. %) структурных составляющих металла швов, выполненных с использованием сварочной проволоки Св-10Г1НМГА

Сварочный флюс	ПФ	П	ИФ	ФУВ	ФНУВ	Б	ФВЗ	МАК-фаза
АН-348А	9	0	90	0	0	0	0	1
АН-72	0	0	60	17	0	20	0	3
19	0	0	16	40	19	24	0	1
19М	3	0	85	6	5	0	0	1
348К	7	0	80	0	0	0	13	0

Известно, что эти элементы существенно влияют на механические свойства сварных соединений низколегированных сталей.

Кремний оказывает значительное влияние на стойкость аустенита, при этом не влияет на температуру ферритного превращения, но повышает температуру перлитного превращения. Большинство исследователей склонны рассматривать изменение вязкости металла швов как результат упрочняющего действия кремния на твердый раствор феррита. Особая роль кремния в изменении вязкости металла швов, на наш взгляд, обусловлена его способностью снижать степень диффузии углерода. Процесс диффузии углерода определя-

ется локальным равновесием на границе феррит-карбид. Кремний не входит в состав карбидов стали. Поэтому определяющим будет механизм диффузии кремния из микрообъемов образующихся карбидов при охлаждении. Влияние кремния на степень диффузии углерода в некоторых случаях проявляется в его способности повышать закаляемость ферритной матрицы, что способствует формированию пластинчатых и игольчатых структур.

Другим активным раскислителем расплавленного металла является алюминий, который широко применяется в металлургии для раскисления стали. Легирование металла низколегированных швов алюминием приводит к изменению его структуры — от ИФ с доэвтектоидным ферритом до феррита с пластинчатой МАК-фазой. Наиболее

заметное влияние алюминий в твердом растворе оказывает на аустенит. При увеличении массовой доли алюминия повышается температура мартенситного превращения и уменьшается содержание остаточного аустенита.

Для адекватной оценки влияния уровня легирования металла швов на его структуру и механические свойства необходимо учитывать содержание в нем не только титана и его оксидов, но и марганца, кремния, алюминия. Математическая обработка данных, полученных при исследовании, позволила установить взаимосвязь между этими показателями. На рис. 4 видно, что существенное влияние на уровень ударной вязкости оказывают содержание титана в металле, легирование марганцем сварных швов и содержание оксидов титана в неметаллических включениях, расположенных в теле ферритных зерен. При этом не-

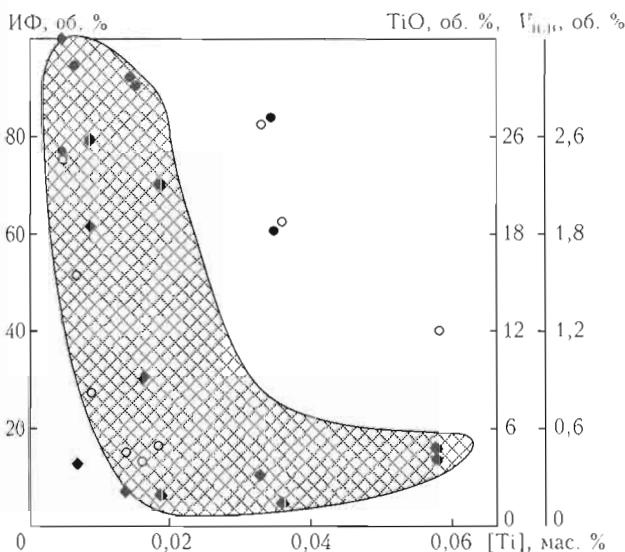


Рис. 2. Влияние содержания титана в металле швов на объемную долю ИФ (●) и неметаллических включений $V_{н.в.}$ (○) в его структуре, а также на содержание оксидов титана (◆) во включениях, расположенных в теле зерен первичного аустенита

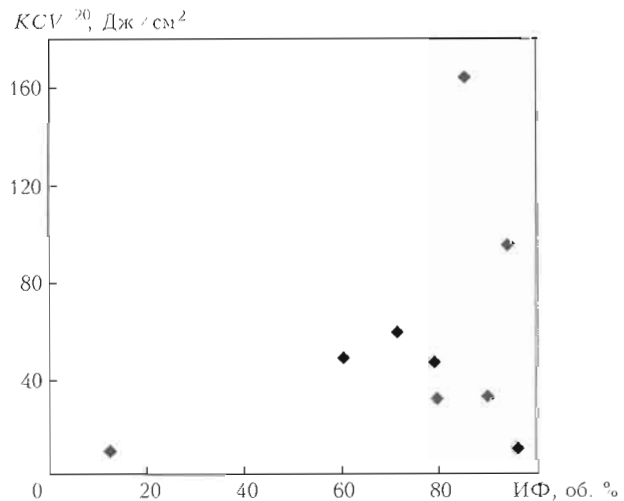


Рис. 3. Влияние содержания ИФ в структуре металла исследованных швов на его ударную вязкость

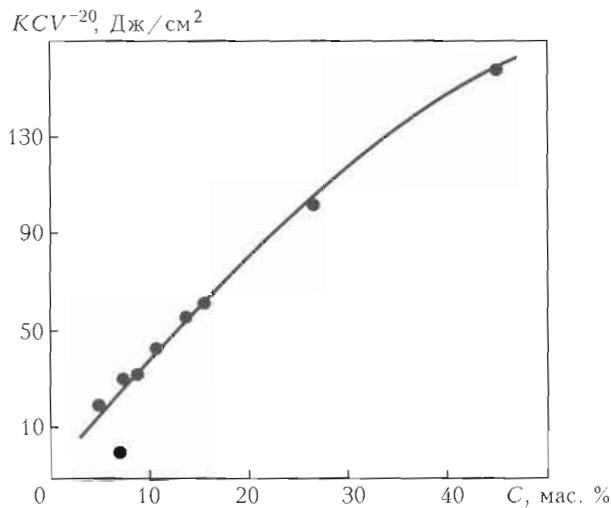


Рис. 4. Влияние состава C металла исследованных швов на его ударную вязкость ($C = \{TiO + [Mn + 50 Ti]\} / [Si + 10 Al]$)

обходимо учитывать негативное влияние в данной ситуации легирования швов кремнием, и особенно алюминием.

Использование комплексного показателя дает возможность с высокой степенью достоверности выбрать сочетание сварочных материалов для сварки низколегированных сталей повышенной и высокой прочности.

Выводы

1. Исследование влияния уровня легирования металла швов низколегированных сталей титаном при сварке под плавными и агломерированными флюсами позволило установить, что содержание неметаллических включений в металле швов, выполненных сваркой под кислыми флюсами, существенно выше, чем при использовании флюсов основного вида. При этом, если в первом случае включения представляют собой преимущественно силикаты марганца, то во втором, в их составе содержится значительное количество оксидов алюминия и титана.

2. Повышение основности флюса вызывает увеличение содержания титана в металле швов при использовании сварочных проволок, легированных титаном.

To evaluate the influence of the conditions of weld metal alloying in submerged-arc welding on weld mechanical properties, it is proposed to use an integrated parameter, which allows for the level of alloying with manganese, silicon, titanium and aluminium of the solid solution, as well as the content of titanium oxides in the inclusions located in the ferrite grain body.

3. Для оценки влияния легирования металла швов низколегированных сталей при сварке под флюсом на их механические свойства необходимо использовать комплексный показатель, учитывающий уровень легирования марганцем, кремнием, титаном и алюминием, а также содержание оксидов титана во включениях, расположенных в теле зерен первичного аустенита.

1. Morrison W. B. Past and future development of HSLA steels // Proc. of Inter. conf. «HSLA steels-2000», Nov. 30-Dec 5, 2000, Beijing, China. — Beijing: Tehn. Metallurgical Industry press, 2000. — P. 11-19.
2. Masumoto I., Sekiguchi A., Kawasaki S. Effect of titanium in steel electrode wire for CO₂-arc welding on the usability and mechanical properties of weld metal. — S.I., [1973]. — 16 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. XII-B-135-73).
3. Nakano S., Tamaki K., Tsuboi J. Differentiator analyses of the effect of Mo, Ti and B on weld metal microstructures. — S.I., [1979]. — 12 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. XII-E-39-79).
4. Masumoto I. Effect of micro-alloying elements on toughness of steel weld metal. — S.I., [1979]. — 15 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. XII-694-79).
5. Lin S., Olson D. L. The role of inclusions in controlling, HSLA steel weld microstructures // Weldin J. — 1986. — № 6. — P. 139-149.
6. Поволоцкий Д. Я. Алюминий в конструкционной стали. — М.: Металлургия, 1970. — 230 с.
7. Абрахамсон Э. П. Получение сверхмелкозернистых сплавов методом контролируемого легирования // Сверхмелкое зерно в металлах / Пер. с англ. — М.: Металлургия, 1973. — С. 82-83.
8. Mori N., Homma H., Okita S. The behavior of B and N in notch toughness improvement of Ti-B bearing weld metals. — S.I., [1980]. — 13 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. IX-1158-80).
9. Mori N., Homma H., Okita S. Mechanism of notch toughness improvement in Ti-B bearing weld metals. — S.I., [1981]. — 16 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. IX-1196-81).
10. Ito Y., Nakanishi M. Study on charpy impact properties of weld metal with submerged arc welding. — S.I., [1975]. — 50 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. XII-A-113-75).
11. Konkabi A. H., North T. H., Bell H. B. Properties of submerged arc deposits — effects of Zr, V and Ti/B // Metal Constr. and Brit. Welding J. — 1979. — II, № 12. — P. 639-642.
12. Bramfit B. Z. The effect of carbide and nitride additions on the heterogeneous nucleation behavior of liquid iron // Metal. Trans. — 1970. — I, № 7. — P. 1987-1995.
13. 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.

Поступили в редакцию 15.02.2007