



ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ НА ОБРАЗОВАНИЕ ИГОЛЬЧАТОГО ФЕРРИТА В ВЫСОКОПРОЧНОМ МЕТАЛЛЕ ШВА

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

Показано, что роль неметаллических включений (НВ) в формировании игольчатого феррита связана с образованием вокруг НВ участков твердого раствора с повышенным содержанием никеля и марганца и отличной дислокационной структурой. От изменения кислородного потенциала флюса и введения в него элементов раскислителей (Al, Ti и Al + Ti) зависит химический состав металла шва и различная степень химической неоднородности в распределении аустенитно-образующих элементов.

Ключевые слова: дуговая сварка, низколегированные стали, сварной шов, микроструктура, игольчатый феррит, химическая неоднородность, МАК-фаза, неметаллические включения

Надежность сварных соединений конструкций из низколегированных сталей во многом определяется структурно-фазовым составом металла швов, механические свойства которого обеспечиваются за счет образования комплекса ферритно-цементитных структур и структур распада аустенита в промежуточной области и в ряде случаев мартенсита. Основными структурными составляющими, формирующимися в металле швов такого типа, являются игольчатый феррит (ИФ), полигональный феррит (ПФ), видманштеттовый феррит (ВФ), морфологические формы феррита с фазами упорядоченной и неупорядоченной второй (ФУВ) и (ФНУВ), мартенситно-аустенитно-карбидная (МАК) фаза. В процессе охлаждения металла в результате протекания реакций окисления легирующих и примесных элементов в металле шва образуется большое количество неметаллических включений (НВ), которые вносят существенный вклад в кинетику формирования его микроструктуры.

Установлено, что наиболее благоприятной структурой с точки зрения обеспечения комплекса регламентируемых свойств сварных соединений является структура ИФ. Исследованию условий формирования данной структурной составляющей в металле низколегированных сварных швов посвящено много работ [1–4] и др., в которых сформулировано два основных подхода к объяснению механизма образования ИФ. В соответствии с первым, зарождение ИФ происходит внутри аустенитного зерна в процессе охлаждения на межфазной границе с НВ или вблизи них. Согласно второму, вероятность зарождения и роста ИФ связана с содержанием легирующих элементов в твердом растворе и скоростью охлаждения металла.

Особенности влияния легирующих и примесных элементов на образование ИФ определяются их склонностью воздействовать на стойкость аустенита, способность изменять температуру начала

и конца превращения, положение мартенситной точки на кривой охлаждения, а также на способность изменять скорость диффузии углерода в металле шва.

Вместе с тем, при анализе влияния любого химического элемента на формирование определенного типа структурной составляющей принято учитывать его общее содержание в металле, т. е. в этом случае химический состав рассматривается как макроскопическая характеристика металла, тогда как доля структурной составляющей, ее размеры и формы относятся к микроскопическим объектам. Таким несоответствием параметров объекта и методов оценки их химического состава может быть объяснен ряд противоречивых данных о характере влияния ИФ на механические свойства металла швов.

Цель настоящей работы заключалась в установлении взаимосвязи характера распределения легирующих элементов в твердом растворе и процесса образования ИФ в металле сварного шва.

Методика эксперимента. Выполнены эксперименты по дуговой сварке стыковых соединений под агломерированными флюсами. При этом исходили из того, что путем варьирования состава флюсов можно моделировать влияние кислородного потенциала сварочных материалов, раскисления и легирования сварочной ванны на формирование как НВ, так и отдельных структурных составляющих в металле швов. С этой целью в состав флюсов, имеющих различный кислородный потенциал, вводили такие активные раскислители, как металлический алюминий и/или ферротитан (примерно 25 % Ti в ферротитане).

Стыковые соединения, собранные в соответствии с требованиями Европейского стандарта EN 1597-1 [5], изготавливали из низколегированной стали 10ХСНД толщиной 20 мм при сварке проволокой Св-04НЗГТА диаметром 5 мм. Сварку выполняли на постоянном токе обратной полярности на следующих режимах: $I_{св} = (620 \pm 5)$ А; $U_{д} = (30 \pm 1)$ В; $v_{св} = (20 \pm 0,5)$ м/ч; $q_{св} = 48$ кДж/см.

В экспериментах использовали флюсы трех типов, различавшиеся индексом основности ВІ, ко-



Таблица 1. Тип сварочных флюсов, использованных в экспериментах, их основность и кислородный потенциал

Тип сварочного флюса	Обозначение серии*	№ металла шва	Кислородный потенциал флюса π_{O_2} , кДж/моль
Кислый (BI = 0,67)	A	13A	-307
	T	13T	
	AT	13AT	
Нейтральный (BI = 1,25)	A	9A	-337
	T	9T	
	AT	9AT	
Основной (BI = 2,53)	A	19A	-369
	T	19T	
	AT	19AT	

* Во флюсы серии А дополнительно введено 0,5 % Al, серии Т – 0,4 % Ti, серии АТ – 0,5 % Al + 0,2 % Ti.

торый рассчитывали по формуле МИС [6]. Кислородный потенциал определяли в соответствии с формулой, приведенной в работе [7]:

$$\pi_{O_2} = RT \ln P_{O_2} \text{ [кДж/моль } O_2],$$

где R – универсальная газовая постоянная, равная 8,31 Дж/(моль·К); T – температура; P_{O_2} – парциальное давление кислорода над расплавом шлака, измеренное по методике работы [8].

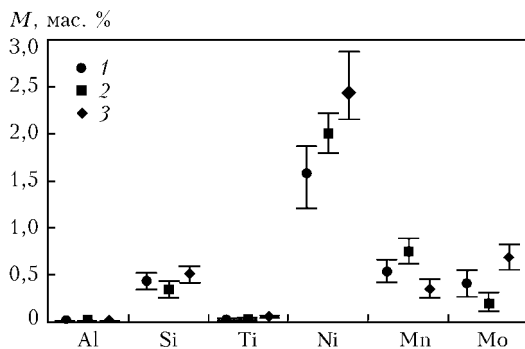


Рис. 1. Диапазон содержания M легирующих элементов в ПФ (1), ИФ (2) и МАК-фазе (3)

Таблица 2. Химический состав наплавленного металла, мас. %

Объект анализа	C	Al	Si	Ti	Ni	Mn	Mo	Cr	Cu	S	P	O
Сварочная проволока	0,020	0,002	0,16	0,004	2,29	0,62	0,17	0,17	0,20	0,010	0,011	0,013
№ металла шва												
13A	0,032	0,007	0,84	0,001	2,40	0,84	0,19	0,12	0,15	0,009	0,004	0,050
13T	0,031	0,010	0,89	0,003	2,48	0,82	0,20	0,11	0,15	0,019	0,005	0,065
13AT	0,035	0,007	0,81	0,001	2,39	0,82	0,19	0,13	0,16	0,009	0,005	0,045
9A	0,036	0,011	0,35	0,015	2,32	0,84	0,18	0,18	0,18	0,009	0,007	0,027
9T	0,036	0,014	0,32	0,003	2,36	0,84	0,17	0,18	0,19	0,008	0,007	0,035
9AT	0,039	0,014	0,41	0,003	2,46	0,89	0,19	0,17	0,19	0,009	0,008	0,025
19A	0,037	0,023	0,13	0,002	2,43	0,55	0,17	0,17	0,14	0,009	0,005	0,025
19T	0,036	0,028	0,13	0,003	2,46	0,52	0,16	0,17	0,13	0,007	0,009	0,027
19AT	0,038	0,034	0,12	0,005	2,53	0,52	0,19	0,15	0,15	0,008	0,007	0,022

Тип сварочных флюсов, их основность и кислородный потенциал приведены в табл. 1.

Из металла шва отбирали образцы для определения химического состава методом спектрального анализа на установке Baird, оборудованной компьютером IBM PC, а также для металлографических исследований (табл. 2).

В ходе металлографических исследований определяли объемную долю отдельных составляющих микроструктуры металла шва, содержание легирующих элементов в твердом растворе и элементный состав НВ. Микроструктуру исследовали методами оптической и электронной металлографии с использованием светового микроскопа «Neophot-32» и растрового электронного микроскопа JSM-840 фирмы «Jeol», оборудованного платой захвата изображений MicroCapture с последующей регистрацией изображения на экране компьютера. Прибор укомплектован системой для построения концентрационных карт DIGIMAP, основанной на дискретном сканировании электронным лучом по поверхности образца с фиксацией интенсивности характеристического излучения в каждой точке области сканирования, состоящей из 128×128 точек и имеющую размеры 165×165 мкм.

Количественное определение микроструктурных составляющих проводили в соответствии с методикой МИС [9]. Содержание легирующих элементов в твердом растворе и элементный состав НВ определяли микрорентгеноспектральным методом с помощью энергодисперсионного спектрометра Link 860/500 фирмы «Link System» и волнодисперсионного спектрометра «Ortec» фирмы «Ortec».

Результаты исследований. Характер микроструктуры и данные о количественном составе структурных составляющих в наплавленном металле представлены в работе [10]. Показано, что структура металла швов состоит преимущественно из ИФ, ПФ, ВФ, ФУВ, ФНУВ и МАК-фазы.

В ходе исследования влияния кислородного потенциала [10] определено содержание легирующих элементов в твердом растворе (табл. 3). Использование в экспериментах флюсов в широком диапазоне окислительного потенциала (BI = 0,67... 2,53)



Таблица 3. Содержание легирующих элементов в структурных составляющих металла швов

Объект анализа	Массовая доля элементов, %					
	Al	Si	Ti	Ni	Mn	Mo
ПФ	$\frac{0,002...0,006}{0,004}$	$\frac{0,336...0,504}{0,420}$	$\frac{0,008...0,024}{0,016}$	$\frac{1,209...1,859}{1,580}$	$\frac{0,420...0,653}{0,530}$	$\frac{0,260...0,543}{0,410}$
ИФ	$\frac{0,002...0,008}{0,004}$	$\frac{0,250...0,420}{0,340}$	$\frac{0,015...0,032}{0,023}$	$\frac{1,800...2,226}{2,010}$	$\frac{0,620...0,901}{0,750}$	$\frac{0,110...0,320}{0,210}$
МАК	$\frac{0,000...0,001}{0,001}$	$\frac{0,413...0,585}{0,510}$	$\frac{0,040...0,054}{0,047}$	$\frac{2,150...2,890}{2,430}$	$\frac{0,250...0,440}{0,340}$	$\frac{0,546...0,822}{0,690}$

Примечание. В числителе указан разбег значений, в знаменателе — среднее.

позволило определить характерный для данной системы раскисления сварочной ванны диапазон содержания легирующих элементов в различных структурных составляющих металла шва (рис. 1).

В связи с тем, что методы локального анализа не дают полного представления о характере, уровне и степени неоднородности в распределении легирующих и примесных элементов в структуре металла шва, для исследования характера распределения элементов в пределах первичного аустенитного зерна использовали методику построения концентрационных карт по выбранному элементу [11].

На основании полученных результатов для каждого из легирующих элементов был определен концентрационный диапазон их содержания в основных структурных составляющих металла шва. Характерные образцы таких карт распределения марганца, кремния, никеля и молибдена представлены на рис. 2. Сравнение результатов цифровой обработки концентрационных карт с данными о структурном составе металла швов позволило установить определенную взаимосвязь между площадью участков твердого раствора и содержанием ИФ.

Сопоставление концентрационных карт с микроструктурой сварного шва показывает, что содержание 1,8...2,2 % Ni и 0,7...0,9 % Mn в локальном микроучастке способствует образованию ИФ, однако при этом крайне важно, чтобы в этих участках содержание кремния и серы было сведено до минимума (не более 0,8 % Si и не более 0,05 % S).

При построении концентрационных карт отмечено наличие вокруг некоторых НВ областей с отличным от матрицы составом (рис. 3). С целью более детального изучения этих областей исследованы полированные образцы в режиме обратнорассеянных электронов, в результате чего установлено, что эти области имеют более темный оттенок и различаются по своей морфологии. В одних случаях они полностью охватывают НВ, в других — расположены асимметрично по отношению к НВ, а возле включений размером 0,1...0,3 мкм такие области могут вообще отсутствовать (рис. 4). Установлено также, что размер этих областей равен 0,1...0,5 мкм, а характер их фор-

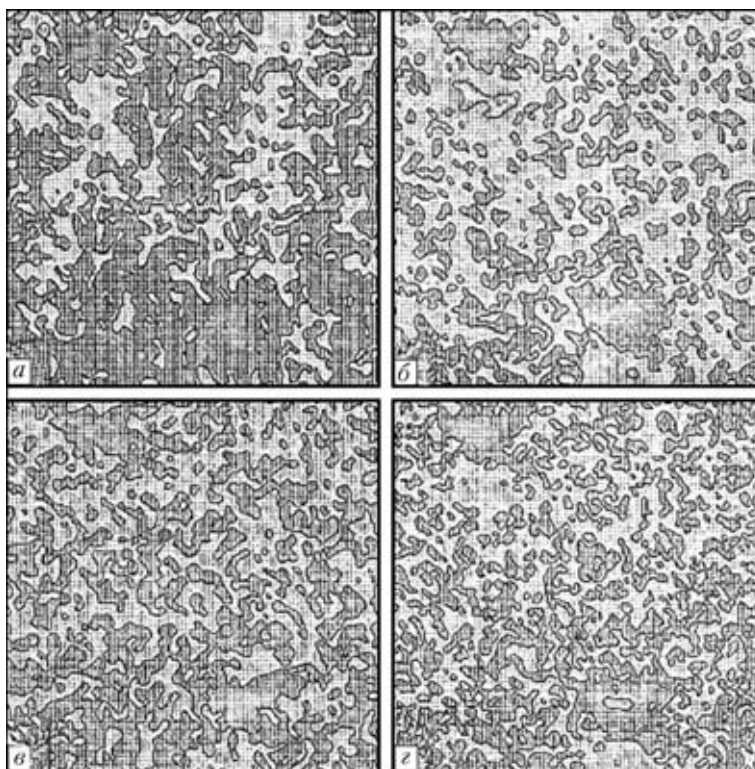


Рис. 2. Концентрационные карты распределения элементов в металле сварного шва: а — марганец; б — кремний; в — никель; з — молибден

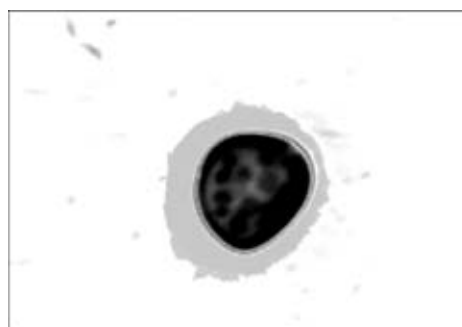


Рис. 3. Иллюстрация области вокруг НВ с отличным от матрицы составом, X3000

мирования вокруг включений, находящихся внутри или по границе зерен первичного аустенита, отличается.

Для определения характера распределения легирующих и примесных элементов в областях твердого раствора, прилегающих к НВ, выполнено линейное сканирование указанных участков при помощи энергодисперсионного спектрометра. Иссле-

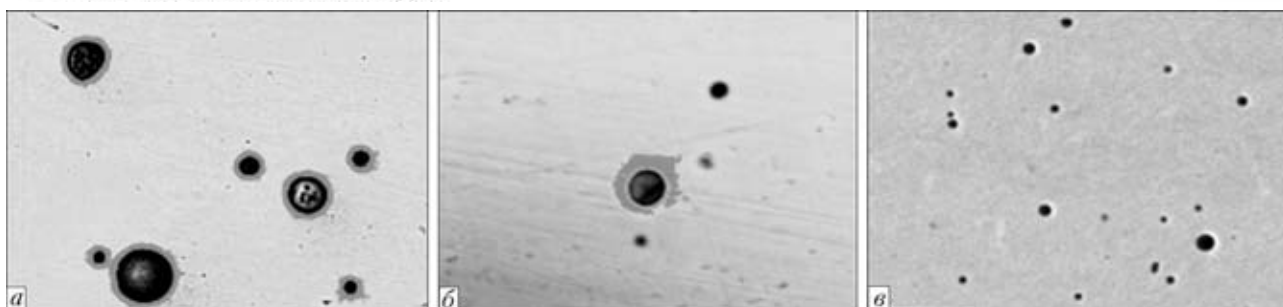


Рис. 4. Формирование областей вокруг НВ, $\times 1000$: *a* — зона полностью охватывает НВ; *б* — зона образуется с одной стороны; *в* — зона не образуется

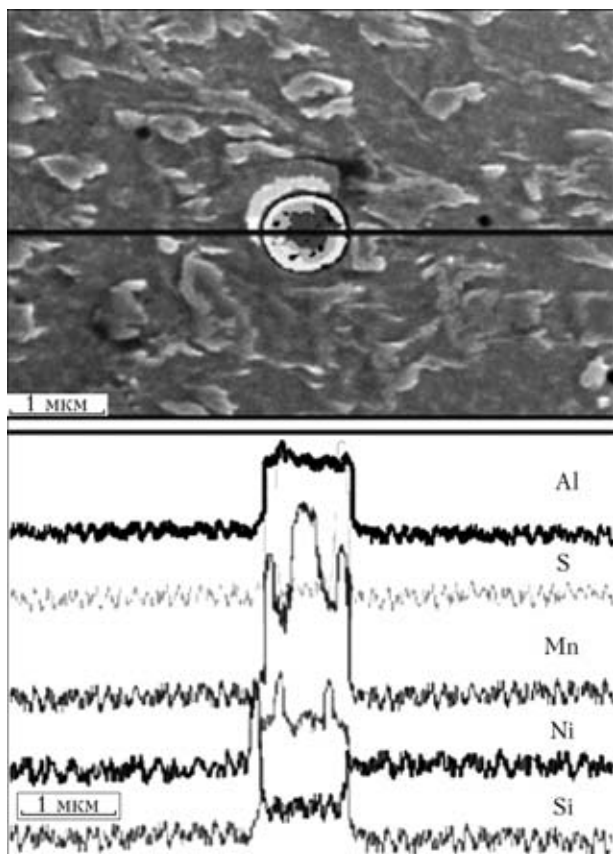


Рис. 5. Характер распределения легирующих элементов (марганец, кремний, никель, алюминий и сера) по линии сканирования, проходящей через НВ

дования показали, что области более темного оттенка вокруг НВ обогащены никелем (рис. 5).

Данные области структуры изучали на ПЭМ с использованием метода микрофракционного анализа. Установлено, что межплоскостное расстояние a в этих областях составляет 0,289 нм, тогда как для α -Fe оно равно 0,2866 нм. В результате сопоставления полученных данных можно прийти к выводу, что исследованные области представляют собой твердый раствор α -Fe с повышенным (3...4 %) содержанием никеля. Кроме того, НВ размером более 1 мкм в металле исследованных швов имеют, как правило, сложный состав и морфологию. На поверхности НВ обнаружено повышенное содержание серы и марганца, что позволяет предположить возможность формирования на границе включений оторочек, содержащих сульфиды марганца. Внутренние области включений

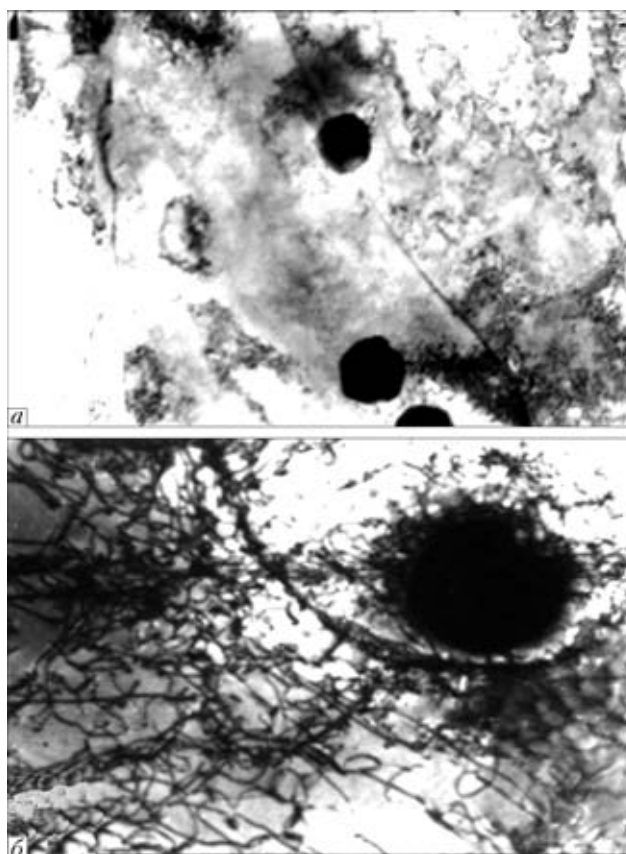


Рис. 6. Характер распределения дислокаций в ПФ (*a*) и ИФ (*б*), $\times 20000$

состоят из двух частей с различной концентрацией алюминия, кремния и марганца. Внешняя часть содержит примерно 40 % Si, 25 % Mn, 35 % Al. Во внутренней части НВ, наоборот, выше содержание марганца (примерно 45 %) при содержании 30 % Si и 20 % Al (не более). Взаимное расположение составляющих фаз носит случайный характер, что может быть связано с особенностями кинетики их формирования в процессе кристаллизации сварочной ванны. Включения размером менее 0,3 мкм гомогенны и матрица вокруг них имеет однородный состав.

Металлографические исследования показали, что в ИФ, расположенном внутри бывшего зерна первичного аустенита, область вокруг НВ с отличным от окружающей матрицы составом формируется практически всегда, в то время как в ПФ, расположенном по границе бывшего аустенитного зерна, такая область фиксируется заметно

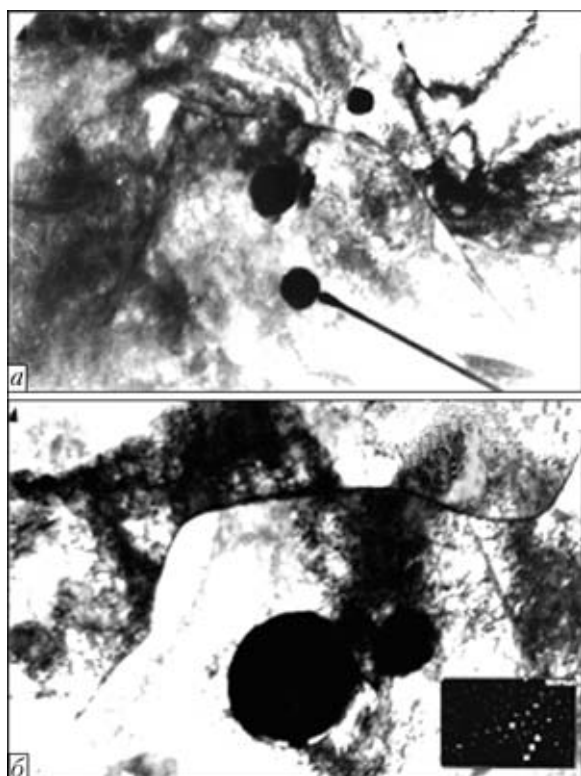


Рис. 7. Распределение дислокаций возле НВ в ПФ (а) и ИФ (б), в нижнем углу дана микродифракционная картина области, прилегающей к НВ, $\times 20000$

реже. Можно предположить, что подобное формирование данной области связано с особенностями образования дислокационной структуры вокруг НВ в ферритной матрице.

Для проверки данного предположения исследовали дислокационную структуру в образцах сварных швов. Установлено, что структура ИФ характеризуется высокой плотностью дислокаций $\rho = 10^{12} \dots 10^{14} \text{ см}^{-2}$ (рис. 6, б). Отличительной особенностью зерен ИФ является заметная фрагментация структуры на бездислокационные участки, которые разделяются областями со значительной ($\rho = 10^{14} \text{ см}^{-2}$) дислокационной плотностью (рис. 6, б). В зернах ПФ плотность дислокаций существенно ниже ($\rho = 10^{10} \text{ см}^{-2}$), а в пределах зерна образуются лишь отдельные дислокационные скопления (рис. 6, а).

Исследованные микроструктурные составляющие также различаются характером распределения плотности дислокаций возле НВ. Для ПФ плотность дислокаций в микроучастках вокруг НВ почти такая же, как и в теле зерна (рис. 7, а), тогда как в ИФ она возле НВ выше (рис. 7, б), чем в более отдаленных областях твердого раствора.

Анализ результатов и их обсуждение. Полученные в ходе исследований результаты позволяют сделать вывод, что в участках твердого раствора, обогащенных марганцем и никелем, высока вероятность образования ИФ в процессе структурных превращений. Данные, представленные на рис. 8, показывают, что между площадью участков $S_{\text{ИФ}}$ твердого раствора, содержащих 1,8...2,2 % Ni, и объемной долей ИФ в структуре металла швов существует хорошо видимая зависимость, которая

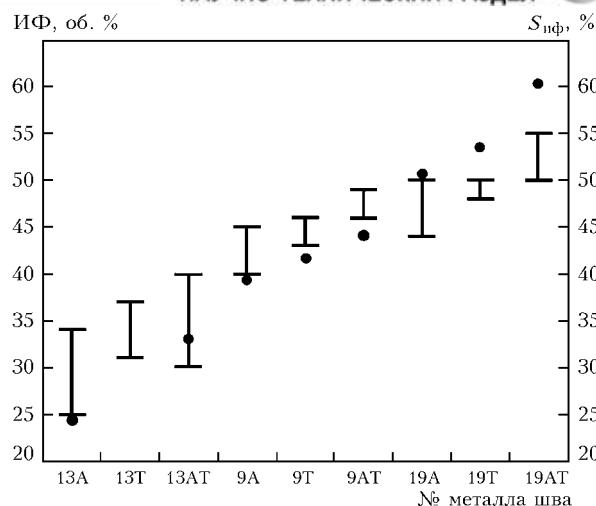


Рис. 8. Взаимосвязь между площадью участков $S_{\text{ИФ}}$ с оптимальным содержанием никеля (точки) и долей ИФ (вертикальные линии) в металле шва

при наличии до 40 % ИФ носит прямолинейный характер. При более высоких содержаниях ИФ она отклоняется от линейной, что может быть вызвано повышением содержания МАК-фазы в исследованных участках (рис. 9). Путем корректирования полученных результатов с учетом взаимного влияния МАК-фазы удается устранить отклонение от линейности данной зависимости (рис. 8).

Повышение вероятности образования структуры ИФ в участках, обогащенных никелем и марганцем, связано, по-видимому, с сильным аустенитообразующим действием этих элементов, в результате которого структурные превращения в процессе перекристаллизации происходят по сдвиговому механизму. Одновременно увеличивается количество областей твердого раствора с максимальным содержанием этих элементов, в результате чего возрастает содержание МАК-фазы в металле шва, поэтому повышение доли ИФ зачастую сопровождается увеличением объемной доли МАК-фазы.

Вторым специфическим фактором, влияющим на формирование ИФ в структуре металла шва, являются НВ [12].

Высокая скорость охлаждения металла шва способствует образованию внутри первичных зерен химической неоднородности. В участках, обогащенных никелем и марганцем, происходит упрочнение ферритной матрицы в процессе перекристаллизации [13], поэтому вокруг НВ, образуя-

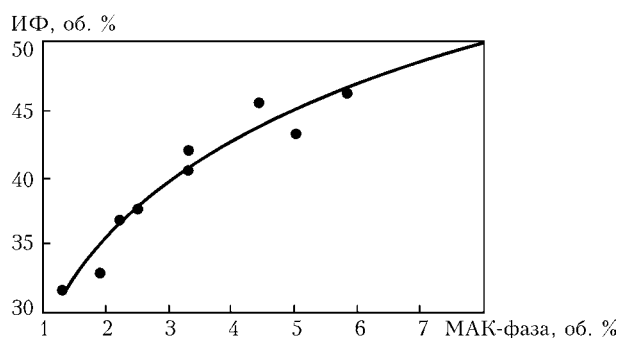


Рис. 9. Взаимосвязь между объемными долями МАК-фазы и ИФ в металле шва



щихся в этих участках, формируются области с повышенной плотностью дислокаций. В связи с тем, что скорость диффузии легирующих элементов по ядрам дислокаций значительно выше, чем по бездислокационным областям, в последних повышается скорость диффузии никеля, что способствует образованию в твердом растворе вокруг НВ концентрационных зон с повышенным содержанием никеля. Вероятность образования структуры ИФ в таких областях существенно выше, чем в участках с более низким содержанием этого элемента. Участков, обогащенных никелем и марганцем по границам первичных зерен, замечено меньше, поэтому вокруг НВ, расположенных в этой области, плотность дислокаций ниже и значительно реже присутствуют концентрационные зоны с повышенным содержанием никеля возле включений. Вероятность формирования закалочных структур типа ИФ в таких областях снижается.

Таким образом, на основании результатов исследований можно заключить, что концентрационные зоны соответствующего состава вокруг НВ способствуют образованию структуры ИФ в этих участках твердого раствора в процессе охлаждения.

Выводы

1. Установлено, что микроструктура металла шва характеризуется наличием химической неоднородности твердого раствора в виде участков с повышенным содержанием никеля и марганца.

2. Определено, что внутри зерен первичного аустенита количество участков с повышенным содержанием никеля и марганца существенно выше, чем в приграничных областях.

3. В участках твердого раствора, обогащенных никелем и марганцем, повышается вероятность протекания структурных превращений в процессе перекристаллизации по сдвиговому механизму с образованием ИФ.

4. Установлено, что вокруг НВ, расположенных в областях твердого раствора с повышенным со-

держанием никеля и марганца, формируются дислокационные структуры высокой плотности, способствующие образованию в прилегающих к включению участках концентрационных зон.

5. Формирование вокруг включения концентрационных зон приводит к образованию структуры ИФ, инициированной таким включением.

1. *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).
2. *Bramfitt B. L.* The effect of carbide and nitride additions on the heterogeneous nucleation behavior of liquid iron // *Met. Trans.* — 1970. — № 1. — P. 1987-1995.
3. *Abson D. J., Dolby R. E., Hart P. H. M.* The role non-metallic inclusions in ferrite nucleation in carbon steel weld metals // *Proc. Intern. conf. on trends in steels and consumables for welding* (London, March, 1978). — London: The Welding Institute, 1978. — P. 25-101.
4. *Ricks R. A., Howell P. R., Barritte G. S.* The nature of acicular ferrite in HSLA steel weld metals // *J. Mat. Sci.* — 1982. — № 17. — 732 p.
5. *ISO 15792-1:2000.* Welding consumables. Test method. Part 1: Test methods for all-weld metal test in steel, nickel and alloys.
6. *Classification and symbolization of bare steel wire electrodes and fluxes for submerged arc welding of structural steels.* — S.I., [1977]. — 21 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. XII-666-77).
7. *Казачков Е. А.* Расчеты по теории металлургических процессов. — М.: Металлургия, 1988. — 288 с.
8. *Оценка окислительной способности керамических флюсов / И. К. Походня, В. В. Головки, Д. М. Кушнерев, В. И. Швачко // Автомат. сварка.* — 1990. — № 2. — С. 45-48.
9. *Guidelines for the classification of ferritic steel weld metal microstructural constituents using the light microscope // Weld. in the World.* — 1986. — 24, № 7/8. — P. 144-148.
10. *Влияние металлургических характеристик флюса на структуру и фазовый состав высокопрочного металла шва / Г. М. Григоренко, В. В. Головки, В. Ф. Грабин, В. А. Костин // Автомат. сварка.* — 2004. — № 3. — С. 8-16.
11. *Исследование химической неоднородности и оценка степени аморфизации плазменных покрытий с использованием растровой электронной микроскопии / Г. М. Григоренко, А. Л. Борисова, Т. Г. Таранова и др. // Пробл. спец. электрометаллургии.* — 1993. — № 4. — С. 47-53.
12. *Liu S., Olson D. L.* The role of inclusions in controlling HSLA steel weld microstructures // *Welding J.* — 1986. — № 6. — P. 139-149.
13. *Гуляев А. П.* Металловедение. — М.: Металлургия, 1978. — 648 с.

It is shown that the role of non-metallic inclusions (NMI) in formation of acicular ferrite is related to the origination of solid solution regions around NMI with a higher content of nickel and manganese and excellent dislocation structure. Composition of weld metal and different degree of chemical inhomogeneity in distribution of austenite-forming elements depend on the change in oxygen potential of the flux and introduction of deoxidizers (Al, Ti and Al + Ti) into it.

Поступила в редакцию 16.04.2003,
в окончательном варианте 01.07.2003