



# ХИМИЧЕСКАЯ И СТРУКТУРНАЯ НЕОДНОРОДНОСТИ В ЗОНЕ СПЛАВЛЕНИЯ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ С АУСТЕНИТНЫМ ШВОМ ПРИ СВАРКЕ В ЗАЩИТНЫХ ГАЗАХ

**В. П. ЕЛАГИН**, инж., **В. В. СНИСАРЬ**, канд. техн. наук, **М. М. САВИЦКИЙ**, д-р техн. наук,  
**Г. Н. ГОРДАТЬ**, **В. Г. ВАСИЛЬЕВ**, кандидаты техн. наук, **Л. К. ДОРОШЕНКО**, инж.  
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Показано, что одной из причин увеличения химической, структурной и механической неоднородностей в зоне сплавления низкоуглеродистой стали с аустенитным швом (при пониженном уровне его легирования) является ухудшение перемешивания жидкого металла в сварочной ванне. Выполнение сварки в азотокислородсодержащих защитных средах способствует улучшению его перемешивания, что приводит к снижению уровня неоднородностей в зоне сплавления низкоуглеродистой стали с аустенитным швом.

*Ключевые слова:* зона сплавления, переходной слой, аустенитный шов, наплавленный валик, низкоуглеродистая сталь, мартенситная прослойка, химическая неоднородность, легирующие элементы, защитный газ, перемешивание металла, сварочная ванна

Зона сплавления низкоуглеродистой или перлитной стали с аустенитным швом характеризуется наличием переходного слоя, у которого уровень легирования металла снижается, приближаясь к основному металлу. Образование этого слоя объясняется ухудшением перемешивания жидкого металла в сварочной ванне вблизи основного металла [1]. Низкий уровень легирования металла переходного слоя способствует образованию в зоне сплавления прослойки мартенсита. При небольшом «запасе» аустенитности металла шва толщина этой прослойки может превысить критическое значение, при котором происходит хрупкое разрушение сварного соединения [2].

Наиболее распространенным способом снижения толщины мартенситной прослойки в зоне сплавления является увеличение содержания никеля в металле шва [3]. Считается, что влияние никеля на толщину мартенситной прослойки определяется его способностью повышать степень аустенитности металла [3, 4].

Для снижения толщины мартенситной прослойки применяют также технологические приемы, способствующие улучшению перемешивания металла сварочной ванны. К ним относятся, например, вибрация свариваемых стыков [5], ультразвуковое или электромагнитное воздействие на сварочную ванну, оптимизация режима сварки [4] и др. В работе [5] отмечается, что улучшение перемешивания металла приводит к уменьшению мартенситной прослойки примерно в той же степени, что и применение сварочных материалов с более высоким запасом аустенитности. Повышению толщины мартенситной прослойки способствует увеличение доли основного металла в шве, поэтому рекомендуется

принимать меры для снижения глубины проплавления [4].

Улучшение структуры металла в зоне сплавления наблюдается и при легировании аустенитного шва азотом [6]. Аналогичный эффект имеет место и при сварке в азотокислород- и кислородсодержащих защитных средах [7]. При этом выявлено, что с уменьшением толщины мартенситной прослойки в зоне сплавления снижаются количество и размеры «островков» основного металла, которые также могут являться очагами хрупкого разрушения сварного соединения [3]. Это дало основание предположить, что наряду с увеличением степени аустенитности металла шва под влиянием азота и кислорода улучшается и его перемешивание в сварочной ванне. Очевидно, причинами этого являются повышение температуры сварочной ванны, которое имеет место, например, при замене аргона углекислым газом [8], снижение поверхностного натяжения и увеличение интенсивности перемещения потоков металла в сварочной ванне [9].

Кроме защитного газа, на температуру сварочной ванны существенное влияние оказывает также температура плавления металла шва [8]. В случае увеличения уровня легирования и уменьшения температуры плавления происходит снижение средней температуры металла сварочной ванны. В связи с этим следует ожидать, что изменение содержания никеля в аустенитном шве будет способствовать изменению степени перемешивания расплавленного металла. Вероятность этого подтверждается снижением подплавления металла околошовной зоны сварных соединений среднелегированных сталей при сварке аустенитным швом с более низкой температурой плавления [10], а также значительным влиянием конвективных потоков в сварочной ванне на проплавление основного металла [9]. По-видимому, состав металла аустенитного шва так же, как и защитного газа, влияет на толщину мартенситной прослойки в зоне сплавления не только



благодаря изменению запаса аустенитности металла шва, но и изменению интенсивности перемешивания металла в сварочной ванне.

Для подтверждения этого были проведены исследования по оценке химической неоднородности в зоне сплавления низкоуглеродистой стали с аустенитным швом, а также особенностей проплавления основного металла в зависимости от состава защитного газа и уровня легирования используемых сварочных проволок.

На пластины из стали Ст3 толщиной 10 и 30 мм были наплавлены однослойные валики в защитных газах (табл. 1) сварочными проволоками марок Св-08Х20Н9Г7Т (ГОСТ 2246-70), 08Х20Н25Г7М6 (ТУ 14-1-3508-88) и 08Х25Н40М6Г2 (ТУ 14-1-4968-91) диаметром 2 мм, рекомендованными для сварки разнородных сталей [11]. Наплавку выполняли сварочным аппаратом АДГ-502 на следующем режиме:  $I_{св} = 260...280$  А при обратной полярности;  $U_{д} = 26...28$  В;  $v_{св} = 15$  м/ч.

Химическую неоднородность в зоне сплавления исследовали по кривым распределения легирующих элементов, полученным с помощью растворового микроскопа-микроанализатора «Самебах SX-50».

В качестве объекта исследования использовали однослойный валик, что позволило выбрать для записи распределения элементов однотипные участки в зоне сплавления, в которых условия для перемещения потоков расплавленного металла были примерно одинаковы.

Образцы для рентгеноспектрального анализа вырезали механическим способом при интенсивном охлаждении зоны реза. Выбор и обозначение участ

тков производили с помощью металлографического прибора ПМТ-3 после легкого травления шлифов в 4%-м растворе азотной кислоты. Распределение легирующих элементов определяли в направлении, перпендикулярном границе сплавления от наплавленного валика к основному металлу. Максимальный размер зонда составил 0,7... 1,0 мкм.

Уровень химической неоднородности в сравниваемых вариантах оценивали по параметрам характерных участков кривых распределения хрома, содержание которого в металле наплавленного валика было примерно одинаковым. Температуру плавления и кристаллизации металла, наплавленного приведенными выше проволоками, определяли методом дифференциально-термического анализа с помощью установки ВДТА-8М при нагреве и охлаждении образцов со скоростью 80 °С/мин в гелии.

Проплавление основного металла исследовали на поперечных макрошлифах после их травления. При этом зарисовывали форму проплавления, определяли глубину  $h$  и площади проплавления  $F_{п}$  и наплавки  $F_{н}$ . Долю основного металла в наплавленном рассчитывали по формуле из [8]

$$\Theta = \frac{P_o F_{п}}{P_o F_{п} + P_n F_n}$$

где  $P_o$  — плотность основного металла, равная 7830 кг/м<sup>3</sup>;  $P_n$  — плотность наплавленного металла, равная 7900 кг/м<sup>3</sup>.

Результаты исследования проплавления основного металла наплавками, выполненными на пластинах толщиной 30 мм, показали, что состав

**Таблица 1. Форма и параметры проплавления наплавленных валиков**

| Марка сварочной проволоки | Состав защитного газа              | Форма поперечного сечения валика | $h$ , мм | $F_{п}$ , мм <sup>2</sup> | $\Theta$ , % |
|---------------------------|------------------------------------|----------------------------------|----------|---------------------------|--------------|
| Св-08Х20Н9Г7Т             | Ar                                 |                                  | 2,5      | 17                        | 2,25         |
|                           | N <sub>2</sub>                     |                                  | 2,7      | 26                        | 0,31         |
|                           | CO <sub>2</sub>                    |                                  | 2,9      | 29                        | 0,32         |
|                           | CO <sub>2</sub> +<br>+ 6 % воздуха |                                  | 2,9      | 34                        | 0,39         |
| 08Х20Н25Г7М6<br>(ЭК56)    | Ar                                 |                                  | 1,8      | 20                        | 0,28         |
|                           | N <sub>2</sub>                     |                                  | 2,6      | 26                        | 0,33         |
|                           | CO <sub>2</sub>                    |                                  | 2,9      | 31                        | 0,41         |
|                           | CO <sub>2</sub> +<br>+ 6 % воздуха |                                  | 2,8      | 35                        | 0,42         |
| 08Х25Н40М6Г2<br>(ЭП673)   | Ar                                 |                                  | 1,5      | 19                        | 0,29         |
|                           | N <sub>2</sub>                     |                                  | 2,5      | 28                        | 0,40         |
|                           | CO <sub>2</sub>                    |                                  | 2,7      | 41                        | 0,39         |
|                           | CO <sub>2</sub> +<br>+ 6 % воздуха |                                  | 2,6      | 42                        | 0,43         |

Примечание. При использовании сварочной проволоки Св-08Х20Н9Г7Т температура плавления  $T_{пл} = 1460$  °С, а температура кристаллизации  $T_{кр} = 1415$  °С; при ЭК56 —  $T_{пл} = 1470$  °С,  $T_{кр} = 1350$  °С, при ЭП673 —  $T_{пл} = 1350$  °С,  $T_{кр} = 1315$  °С.

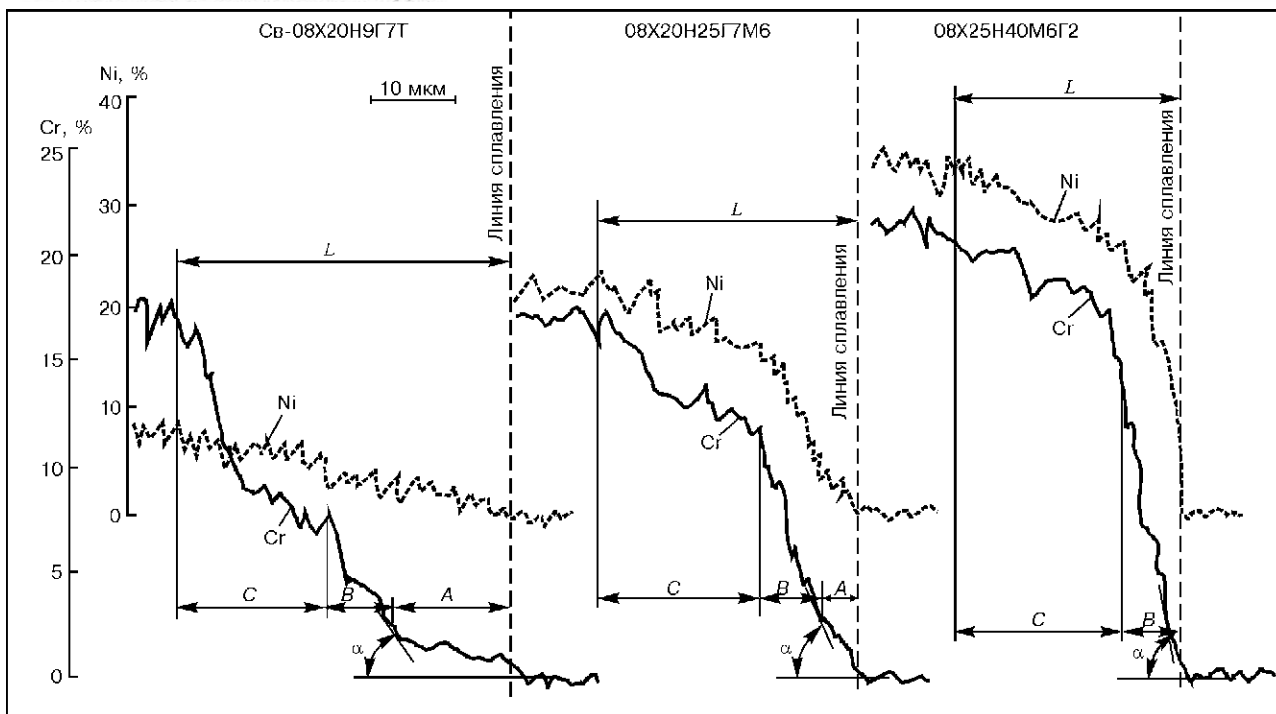


Рис. 1. Изменение химической неоднородности в зоне сплавления стали Ст3 с валиками, наплавленными сварочными проволоками в аргоне, в зависимости от уровня их легирования (см. обозначения в тексте)

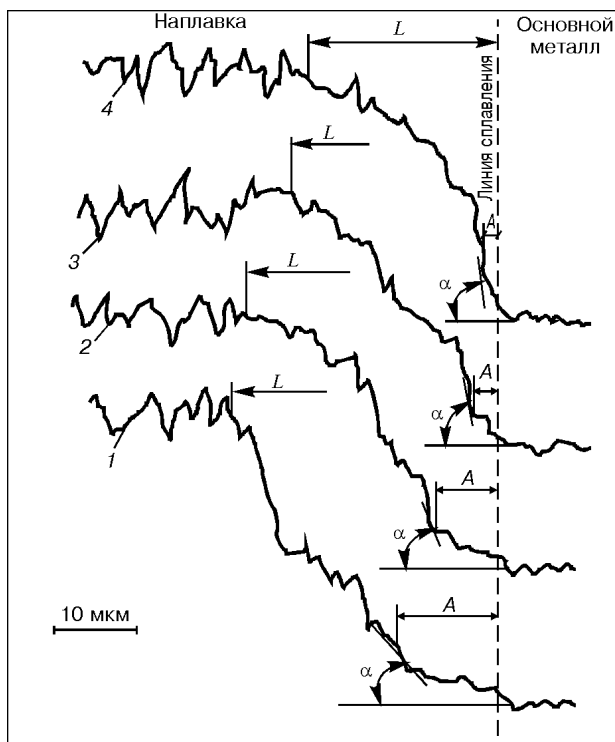


Рис. 2. Распределение хрома в зоне сплавления стали Ст3 с валиками, наплавленными проволокой Св-08Х20Н9Г7Т, в зависимости от состава защитного газа: 1 — аргон; 2 — углекислый газ; 3 — азот; 4 — углекислый газ + 6 % воздуха

сварочных проволок и используемый защитный газ оказывают большое влияние на изучаемые параметры (см. табл. 1).

При наплавке проволокой Св-08Х20Н9Г7Т в аргоне проплавление основного металла имеет пальцеобразную форму, в азоте — близкую к полукругу, в углекислом газе — к треугольнику. При добавке

Таблица 2. Параметры участков переходного слоя

| Состав защитного газа         | Толщина участка А, мкм | Угол наклона участка В, град | Толщина переходного слоя L, мкм |
|-------------------------------|------------------------|------------------------------|---------------------------------|
| Ar                            | 8...19                 | 52...70                      | 29...40                         |
|                               | 0                      | 65...78                      | 15...32                         |
| CO <sub>2</sub>               | 4...12                 | 61...75                      | 18...29                         |
|                               | 0...8                  | 70...78                      | 18...38                         |
| N <sub>2</sub>                | 2...8                  | 68...78                      | 16...27                         |
|                               | 0...4                  | 72...82                      | 16...25                         |
| CO <sub>2</sub> + 6 % воздуха | 2...10                 | 70...81                      | 14...28                         |
|                               | 0...8                  | 68...80                      | 16...30                         |

Примечание. В числителе даны значения, полученные при использовании сварочной проволоки Св-08Х20Н9Г7Т, в знаменателе — проволоки ЭП673.

воздуха к углекислому газу проплавление приобретает эллипсовидную форму. При этом несколько повышаются глубина проплавления, а также доля основного металла в наплавленном.

С увеличением уровня легирования применяемых сварочных проволок снижается глубина проплавления в средней части наплавленного валика и увеличивается провар в его боковых частях. Это делает форму проплавления похожей на прямоугольную и увеличивает его площадь, а также долю основного металла в наплавленном.

На рис. 1 показан характер изменения химической неоднородности в зоне сплавления наплавленных валиков (выполненных на пластине толщиной 30 мм в аргоне) в зависимости от состава используемых сварочных проволок, а на рис. 2 — наплавков, выполненных проволокой Св-08Х20Н9Г7Т, в зависимости от состава защитного газа. На кривых распределения легирующих элементов (рис. 1, 2) можно выделить следующие характерные участки: пологий участок А с небольшой (от 1 до 3 %) кон-

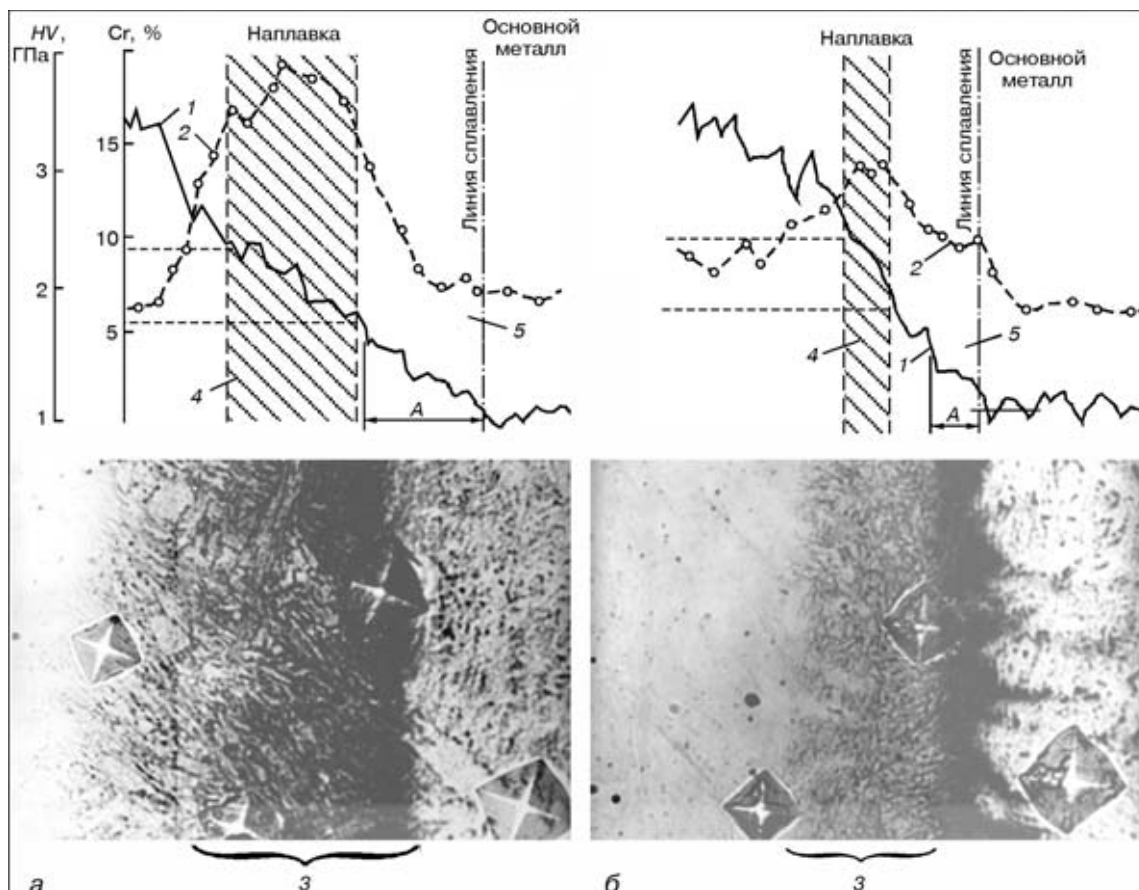


Рис. 3. Химическая (1), механическая (2) и структурная (3) неоднородности в зоне сплавления стали Ст3 с валиком, наплавленным проволокой Св-08Х20Н9Г7Т в защитном газе: а — сварка в аргоне; б — сварка в смеси углекислого газа + 6 % воздуха (4, 5 — соответственно мартенситная и бейнитная прослойка)

центрацией легирующих элементов, прилегающий к основному металлу, в котором, видимо, перемешивание расплавленного металла более затруднено; участок В с резким изменением концентрации легирующих элементов, характеризуемый углом наклона  $\alpha$ , и участок С, имеющий более пологое распределение элементов, чем участок В. Суммарная величина этих участков составляет толщину  $L$  переходного слоя. Параметры обозначенных участков имеют определенные пределы изменения, зависящие как от состава наплавленного металла, так и от защитного газа (табл. 2).

При использовании в качестве защитного газа аргона наибольший участок А и наименьший угол наклона  $\alpha$  участка В имеют кривые распределения легирующих элементов в зоне сплавления наплавок, выполненных проволокой Св-08Х20Н9Г7Т. При увеличении уровня легирования применяемых проволок толщина участка А снижается, а угол наклона  $\alpha$  участка В и толщина участка С увеличиваются (см. рис. 1). Такие изменения параметров характерных участков на кривых распределения легирующих элементов приводят к тому, что толщина переходного слоя  $L$  практически остается неизменной.

Аналогичная зависимость распределения легирующих элементов в зоне сплавления от состава сварочной проволоки наблюдается и при наплавке в азоте. При этом для всех типов применяемых проволок значительно сокращается толщина участка А

и увеличивается угол наклона  $\alpha$  (см. рис. 2). В зоне сплавления наплавок, выполненных проволокой Св-08Х20Н9Г7Т в углекислом газе и смеси углекислый газ + воздух, параметры участков переходного слоя остаются примерно такими же, как и при наплавке в азоте, а в зоне сплавления наплавок, выполненных проволокой с большим уровнем легирования ЭП673, увеличивается толщина участка А и снижается угол наклона  $\alpha$  участка В (см. табл. 2). Это является следствием более значительного увеличения площади проплавления, а также доли основного металла в наплавленном (см. табл. 1). Следует отметить, что участок А в наплавках, выполненных проволоками ЭК56 и ЭП673, имеет более высокое содержание легирующих элементов, по сравнению с аналогичным в наплавках, выполненных проволокой Св-08Х20Н9Г7Т.

На проплавление основного металла и параметры (участки А, В и С) кривых распределения легирующих элементов в зоне сплавления большое влияние оказывает также толщина пластины. При ее снижении до 10 мм глубина проплавления, объем сварочной ванны и доля основного металла в наплавленном увеличиваются в 1,2...1,5 раза, а на кривых распределения легирующих элементов (рис. 3, а) повышается толщина участка А и снижается угол наклона  $\alpha$  участка В. По-видимому, с увеличением глубины проплавления снижается интенсивность потоков и перемешивание металла. При использовании азотокислородсодержащего защит-

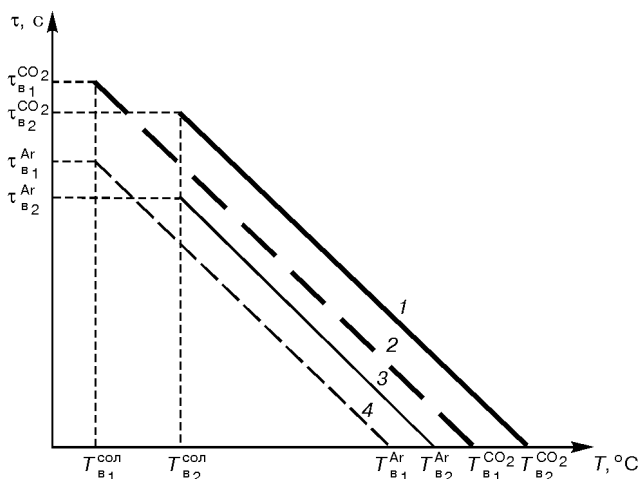


Рис. 4. Зависимость продолжительности  $\tau$  существования сварочной ванны от температуры ее нагрева  $T_b$  и кристаллизации металла  $T_b^{cool}$  при сварке в углекислом газе (1, 2) или аргоне (3, 4) сварочными проволоками с высоким ( $v_1$ ) и низким ( $v_2$ ) запасом аустенитности

ного газа и в этом случае уменьшается толщина участка  $A$  и увеличивается угол наклона  $\alpha$  участка  $B$  (рис. 3, б).

Согласно полученным результатам улучшение распределения легирующих элементов в зоне сплавления (снижение толщины участка  $A$ , увеличение угла наклона  $\alpha$  участка  $B$ ) наблюдается в аустенитных с пониженным содержанием никеля наплавках, выполненных проволокой Св-08Х20Н9Г7Т в азотокислородсодержащих защитных газах, или сварочными проволоками с большей степенью легирования ЭК56 и ЭП673 в аргоне. В связи с этим представляет интерес выяснить, как это влияет на структурную и механическую неоднородности в зоне сплавления.

Для выявления структуры в зоне сплавления образцы, которые использовали для микрорентгеноспектрального анализа, были подвергнуты специальному травлению [4]. Распределение микротвердости  $HV$  в зоне сплавления исследовали на этих же образцах с помощью микротвердомера фирмы «Леко».

На рис. 3 показана химическая, механическая и структурная неоднородности в зоне сплавления валика, наплавленного на пластины толщиной 10 мм проволокой Св-08Х20Н9Г7Т в аргоне и в смеси углекислый газ + воздух.

На исследуемых образцах структурная неоднородность в зоне сплавления представлена прослойками с темнотравящейся (бейнитной) и игольчатой (мартенситной) структурами [7]. Расположение их совпадает с участками  $A$  и  $B$  на кривых распределения легирующих элементов. Это еще раз подтверждает, что структурная неоднородность в зоне сплавления вызвана наличием химической неоднородности. Что касается механической неоднородности, то наибольшая микротвердость наблюдается в прослойке с игольчатой структурой, в которой содержание хрома составляет 4...8 %. Такое количество наиболее часто наблюдалось на поверхностях излома после разрушения сварных соединений [11], т. е. металл с таким составом является

наиболее охрупченным из-за образования мартенсита. Толщина мартенситной прослойки наибольшая в наплавках, выполненных в аргоне (см. рис. 3, а), а наименьшая — в смеси углекислого газа + воздух (см. рис. 3, б). Снижение толщины мартенситной прослойки в последнем случае объясняется большей крутизной кривой распределения легирующих элементов на участке  $B$ .

Хорошая корреляция между повышением эффективности проплавления основного металла и улучшением распределения легирующих элементов в зоне сплавления исследуемых наплавков позволяет сделать вывод о значительной роли конвективных потоков в процессах проплавления и перемешивания металла в сварочной ванне.

Проплавливающая способность конвективных потоков определяется их интенсивностью, температурой металла сварочной ванны и длительностью существования его в расплавленном состоянии [12]. Поскольку средняя температура металла сварочной ванны снижается вместе с температурой его плавления [8], роль конвективных потоков должна уменьшаться, что противоречит полученным результатам о влиянии уровня легирования сварочных материалов на проплавление основного металла и перемешивание металла сварочной ванны. Для иллюстрации роли конвективных потоков расплавленного металла был построен график (рис. 4), показывающий длительность существования металла в расплавленном состоянии при сварке проволоками Св-08Х20Н9Г7Т с низким и ЭП673 с высоким запасом аустенитности в аргоне и углекислом газе. Как следует из табл. 1, температура плавления и кристаллизации металла, наплавленного указанными выше проволоками, снижается при увеличении уровня их легирования. Среднюю температуру сварочной ванны при построении графика принимали из условия перегрева металла на 275 °С выше температуры точки плавления при сварке в аргоне и на 375 °С — при сварке в углекислом газе [8], а скорость охлаждения — одинаковой для всех сравниваемых вариантов.

Из приведенного графика видно, что металл сварочной ванны находится в расплавленном состоянии более длительное время при увеличении уровня легирования и снижении температуры его плавления и кристаллизации, а также при использовании в качестве защитного газа углекислого газа вместо аргона.

Таким образом, на степень перемешивания металла в сварочной ванне большое влияние оказывает перегрев ее выше температуры кристаллизации. Этому способствует снижение температуры кристаллизации металла ванны, которая характеризуется большим уровнем легирования наплавленного металла, или повышение средней температуры сварочной ванны.

Увеличение температуры расплавленного металла, а также интенсивности перемещения его при сварке в защитных газах происходит за счет роста приэлектродного падения напряжения сварочной дуги и увеличения кинетической энергии переноса капель электродного металла и плазменного потока в дуге [13].



Аналогичное влияние этих параметров сварочной дуги наблюдали при сварке в аргоне с кислородом [14] и при замене аргона азотом или углекислым газом [13, 15].

При использовании кислородсодержащего защитного газа перегрев металла увеличивается также вследствие протекания в сварочной ванне экзотермических окислительно-восстановительных реакций [16].

## Выводы

1. Одной из причин увеличения химической, структурной и механической неоднородностей в зоне сплавления аустенитного шва с пониженным уровнем легирования является ухудшение перемешивания металла в сварочной ванне.

2. Толщина мартенситной прослойки в зоне сплавления перлитной стали с аустенитным швом характеризуется крутизной кривых распределения легирующих элементов в переходном участке зоны сплавления.

3. Применение азотокислородсодержащих защитных сред и увеличение степени легирования аустенитных проволок, позволяющих повысить перегрев металла выше температуры кристаллизации металла сварочной ванны, способствует улучшению его перемешивания и соответственно увеличению крутизны кривых распределения легирующих элементов в переходном слое. В результате снижается уровень структурной и механической неоднородностей в зоне сплавления перлитной стали с аустенитным швом.

1. Петров Г. Л. Неоднородность металла сварных соединений. — Л.: Судпромгиз, 1963. — 220 с.
2. Watanabe M. Brittleness at bonded port of welded joint of ferritic steel with austenitic stainless steel electrodes //

Technology Report Osaka University. — 1967. — 17, № 6. — P. 385-398.

3. Землин В. Н. Сварные соединения разнородных сталей. — Л.; М.: Машгиз, 1966. — 231 с.
4. Готальский Ю. Н., Снисарь В. В., Новикова Д. П. Способы сужения мартенситной прослойки в зоне сплавления перлитной стали с аустенитным швом // Свароч. пр-во. — 1981. — № 6. — С. 7-9.
5. Веселков В. Д. О возможности регулирования ширины кристаллизационных слоев при наплавке аустенитных нержавеющей сталей на перлитные // Там же. — 1971. — № 6. — С. 37-39.
6. Влияние легирования аустенитного шва азотом на развитие структурной неоднородности в зоне сплавления с перлитной сталью / В. В. Снисарь, В. Н. Липодаев, В. П. Елагин и др. // Автомат. сварка. — 1991. — № 2. — С. 10-14.
7. Влияние азота и кислорода в защитной среде на структуру и свойства зоны сплавления аустенитного металла с низкоуглеродистой сталью / В. В. Снисарь, В. П. Елагин, В. Ф. Грабин, М. М. Савицкий // Там же. — 1999. — № 7. — С. 15-19, 48.
8. Ерохин А. А. Основы сварки плавлением. Физико-химические закономерности. — М.: Машиностроение, 1973. — 448 с.
9. Букаров В. А., Ищенко Ю. С., Лошакова В. Г. Влияние конвекции металла в сварочной ванне на проплавление // Свароч. пр-во. — 1978. — № 11. — С. 4-6.
10. Готальский Ю. Н. Сварка разнородных сталей. — Киев: Техніка, 1981. — 184 с.
11. Гулаков С. В., Носовский Б. И. О передаче тепла от источника к фронту плавления через жидкий металл сварочной ванны // Свароч. пр-во. — 1980. — № 6. — С. 5-6.
12. Макаров Э. Л. Холодные трещины при сварке легированных сталей. — М.: Машиностроение, 1981. — 247 с.
13. Лешевкин В. А., Дюргеров Н. Г., Сагиров Х. Н. Технологические свойства дуги в защитных газах. — М.: Машиностроение, 1989. — 264 с.
14. Плотность тока в анодном пятне при сварке обычных и рафинированных сталей / М. М. Савицкий, В. С. Гвоздецкий, В. И. Скрышник, Н. И. Варенко // Автомат. сварка. — 1979. — № 7. — С. 17-20.
15. Потальевский А. Г. Сварка в защитных газах плавающим электродом. — М.: Машиностроение, 1974. — 240 с.
16. Сварка в смеси активных газов / А. Е. Аснис, Л. М. Гутман, В. Р. Покладий, Я. М. Юзькив. — Киев: Наук. думка, 1982. — 216 с.

It is shown that one of the causes of an increase in chemical, structural and mechanical heterogeneities in the fusion zone of low-carbon steel with an austenitic weld (at a decreased level of its alloying) is deterioration in dilution of molten metal in the weld pool. Performing welding in nitrogen- and oxygen-containing shielding atmospheres favours improvement in dilution, which leads to a decrease in the level of heterogeneities in the fusion zone of low-carbon steel with the austenitic weld.

Поступила в редакцию 27.10.2000