



СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛА, НАПЛАВЛЕННОГО ПОД ВОДОЙ ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКОЙ С НИКЕЛЕВОЙ ОБОЛОЧКОЙ

С. Ю. МАКСИМОВ, И. М. САВИЧ, кандидаты техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),
С. М. ЗАХАРОВ, канд. физ.-мат. наук, **Н. В. ЗАЙЦЕВА**, канд. техн. наук, **Е. В. КОЗЛОВ**, инж.
(Ин-т металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины)

Оценено влияние окружающей среды на газонасыщенность и плотность высоконикелевого (60...70 % Ni) металла шва, структуру и свойства различных зон сварного соединения. Для повышения показателей их механических свойств в состав шихты порошковой проволоки необходимо дополнительно вводить легирующие, модифицирующие и повер-хностно-активные элементы.

Ключевые слова: подводная сварка, порошковая проволока, наплавленный металл, зона термического влияния, газонасыщенность, структура, механические свойства

При строительстве и ремонте подводных трубопроводов важное место занимает сварка. В последнее время для этих целей широко используется мокрая сварка. Она выполняется непосредственно в водной среде и исключает применение дорогостоящих кессонов и камер. Однако использование разработанных ранее материалов при сварке современных трубных сталей типа X60 [1] дает отрицательные результаты — наблюдается появление холодных трещин в зоне термического влияния (ЗТВ). Эта проблема может быть решена путем применения электродных материалов, которые обеспечивают образование аустенитной структуры металла шва [2] и тем самым уменьшают содержание водорода, диффундирующего в металл ЗТВ. Исследование образцов, сваренных электродами со стержнем из нержавеющей стали, выявило ряд недостатков [3–5]. Из-за разности в значениях коэффициента линейного теплового расширения металла шва и основного металла при кристаллизации возможно возникновение трещин в зоне сплавления. Кроме того, вследствие перемешивания металла первого прохода с основным металлом вблизи границы сплавления появляется хрупкая мартенситная прослойка, склонная к образованию холодных трещин. Поэтому в данном случае более перспективно применение никелевых электродов [4–6]. При этом металл шва и основной металл имеют близкие значения коэффициента линейного теплового расширения, а наличие большого запаса аустенитности позволяет избежать образования мартенситных прослоек. И хотя металл таких швов склонен к образованию пор и горячих трещин, особенно в корневом проходе, сварные соединения, выполненные никелевыми электродами, имели высокую стойкость против образования холодных трещин.

Применение в ИЭС им. Е. О. Патона порошковых проволок со шихтой на основе рутила и оболочкой из стальной ленты не обеспечивает выполнение сварных соединений стали типа X60 без

трещин в ЗТВ. Получить высокое содержание никеля в металле шва за счет легирования сердечника не удалось. Более рациональным является использование никелевой ленты. Поскольку ранее такие проволоки не применялись, целью настоящей работы было получение предварительных данных о возможности формирования качественного наплавленного металла, оценка его структуры и свойств, в том числе в ЗТВ, при сварке порошковой проволокой с никелевой оболочкой. Основу шихты опытной порошковой проволоки составляли фториды щелочных и щелочноземельных металлов, раскислителем являлся металлический марганец. В качестве оболочки использовали никелевую ленту размером 0,3×8,0 мм. Наплавку на пластину из стали X60 толщиной 14 мм выполняли на следующем режиме: $I_{св} = 160...180$ А; $U_{д} = 32...34$ В; $v_{св} = 6$ м/ч; ток обратной полярности; диаметр проволоки — 1,8 мм; коэффициент заполнения — 26...28 %. В ходе исследований применяли методы дюротрии, оптической и растровой электронной микроскопии, газового анализа [7], волюмометрии [8] и флюоресцентного рентгеновского анализа (ФРА). При этом для удобства изучения в образцах были выделены три зоны — наплавки, оплавления и ЗТВ, заметно отличающиеся между собой по структуре. На рис. 1 показаны микроструктуры названных зон в привязке к макроструктуре. Как видно из рис. 1, макроструктура наплавленного металла шва содержит хорошо различающиеся области сравнительно мелких равноосных кристаллитов, расположенных на его границах, столбчатых кристаллов, вытянутых вдоль направления теплоотвода, и крупнозернистого ядра, в котором и завершается кристаллизация металла.

Химический состав наплавленного под водой металла приведен в табл. 1. Если сравнить его с химическим составом металла, наплавленного этой же проволокой на воздухе, то заметно увеличение содержания железа. По-видимому, контрагирование дуги и наличие турбулентных газовых потоков в парогазовом пузыре в условиях подводной сварки приводят к повышению степени

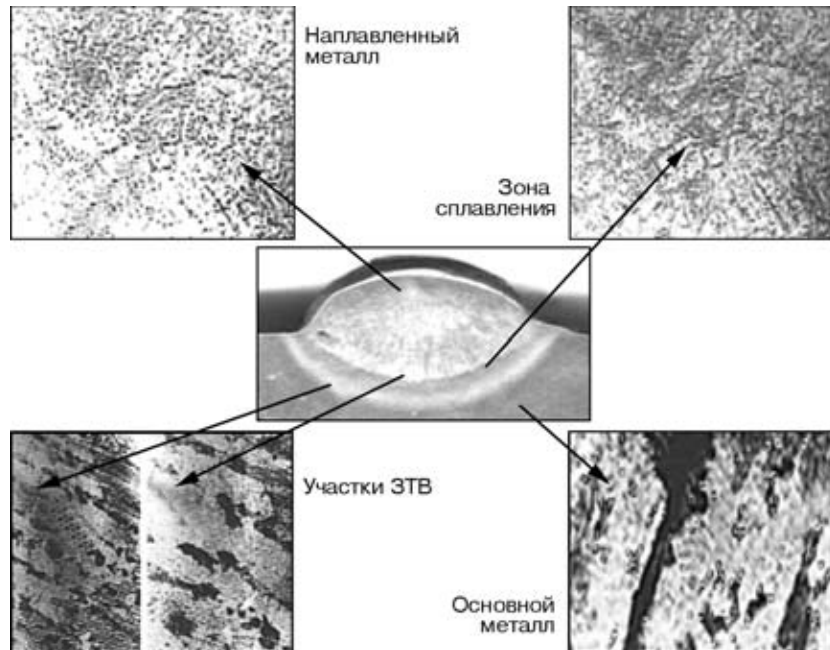


Рис. 1. Микроструктуры (X309) различных участков наплавки (макрошлиф в центре), выполненной под водой порошковой проволокой с никелевой оболочкой на сталь X60

перемешивания с основным металлом и проплавляющей способности дуги. Последнее подтверждается увеличением на 15...20 % глубины проплавления при сварке под водой по сравнению со сваркой на воздухе. В результате доля основного металла в расплавленном металле увеличивается. Согласно диаграмме фазовых равновесий [9], такому составу должно соответствовать двухфазное состояние, представляющее собой преимущественно твердый раствор железа в никеле и упорядоченную фазу $FeNi_3$. Однако вторая фаза в исследованном образце не была выявлена ни металлографическим, ни рентгенографическим методом. По-видимому, условия кристаллизации таковы, что вместо равновесных структур формируется метастабильное состояние, представляющее собой пересыщенный твердый раствор железа в никеле или разупорядоченный интерметаллид [10, 11].

Ширина зоны, имеющей переменный химический состав вблизи границы сплавления (рис. 2), достаточно мала (около 40 мкм), наличия в ней прослоек с закалочной структурой не обнаружено.

Микроструктура ЗТВ образцов, выполненных на воздухе и под водой, отличается мало. Граница ЗТВ определяется местоположением изотермы, обеспечивающей прямое ($\alpha \rightarrow \gamma$) и обратное ($\gamma \rightarrow \alpha$) фазовые превращения. При сварке под водой геометрические размеры ЗТВ из-за интенсивного охлаждения уменьшаются почти в 3 раза. Металл ЗТВ претерпевает некоторую деградацию исходной строчечной структуры прокатанной стали. При на-

Таблица 1. Химический состав наплавленного металла, полученного при различных условиях сварки (по данным ФРА)

Условия сварки	Массовая доля элементов, %			
	Fe	Ni	Cr	Mn
На воздухе	23,90	73,14	0,01	2,85
Под водой	36,12	61,03	0,02	2,82

реве в области γ -превращений происходит частичное растворение цементита эвтектоидных колоний в аустените, а при последующем охлаждении вновь образуются эвтектоидные колонии, морфология и местоположение которых отличаются от исходных. Дegradация исходной строчечной структуры ЗТВ прокатанной стали проявляется более заметно при сварке под водой. Это обусловлено высокой скоростью охлаждения металла v , которая имеет значения, превышающие необходимые для образования слоистой структуры [12]:

$$v \leq D_C \Delta T / \alpha^2, \quad (1)$$

где D_C — коэффициент диффузии углерода; ΔT — разница температур $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения в локальных участках материала; α — расстояние между слоями перлитных колоний.

Условия сварки наиболее заметно влияют на микроструктуру зоны сплавления. В случае сварки на воздухе она практически не выявляется отдельно от ЗТВ и представляет собой участок с наиболее дисперсной ферритно-перлитной структурой, характерной для всей ЗТВ. Охлаждение водой изменяет

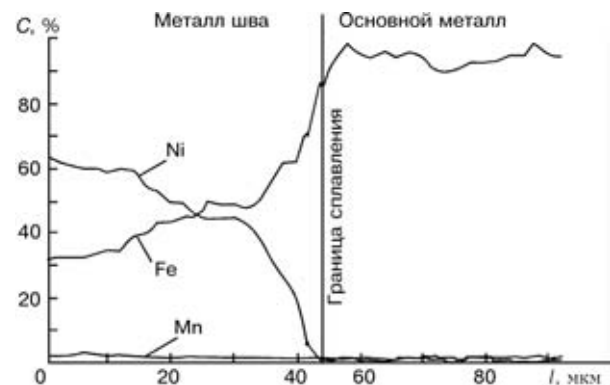


Рис. 2. Распределение элементов вблизи границы сплавления при сварке под водой (по данным микрорентгеноспектрального анализа): C — содержание элементов; l — расстояние

ситуацию и приводит к образованию мелкодисперсных закалочных структур (см. рис. 1). При этом трещины в наплавленном металле и ЗТВ отсутствуют.

Для определения механических свойств металла шва выполняли стыковые соединения из стали Х60 толщиной 14 мм. Однако получить качественный металл шва, пригодный для испытаний, не удалось из-за шлаковых включений между проходами и вблизи свариваемых кромок, что вызвано использованием фторидного шлака. Поэтому для исследований выполняли трехслойную наплавку в канавку, после чего были изготовлены образцы типа II (по ГОСТ 6996-66). Результаты испытаний показали, что наплавленный металл отличается низким уровнем механических свойств ($\sigma_B \leq 290$ МПа, $\delta \leq 6\%$). Причиной этого является наличие грубой крупнокристаллической структуры в крупнозернистом ядре в сочетании с сегрегацией оксида никеля и водорода по границам зерен. Интенсивный теплоотвод в участках наплавленного металла, прилегающих к поверхности и границе сплавления, приводит к образованию сравнительно мелкокристаллитной структуры. Поэтому фрактографические исследования поверхности разрушения образцов после испытания на растяжение показали, что этот процесс носит смешанный характер (рис. 3): хрупкий в центральном участке в месте зарождения трещин и вязкохрупкий при последующем распространении трещины в периферийные области наплавленного металла [13].

С помощью дюрOMETрических исследований удалось определить механические свойства локальных участков наплавленного металла (прилегающий к границе сплавления наплавленный металл с мелкозернистой структурой), зоны сплавления и ЗТВ. Полученные результаты (табл. 2) отражают неоднородность его структуры и влияние окружающей среды. Обогащение наплавленного металла железом за счет основного металла (см. табл. 1) и ускоренное охлаждение приводят к повышению твердости и прочности в образцах, сваренных под водой.

Для материалов с неоднородно распределенными свойствами оценить в локальных участках пластические свойства весьма сложно. Поэтому представляют значительный интерес оценки, полученные методом дюрOMETрии [14, 15]. При этом в качестве параметра пластичности δ_n используется соотношение

$$\delta_n = 1 - \frac{\epsilon_e}{\epsilon}, \quad (2)$$

где ϵ_e — упругая деформация; $\epsilon \approx 0,076$ — общая деформация на контактной площадке индентор-

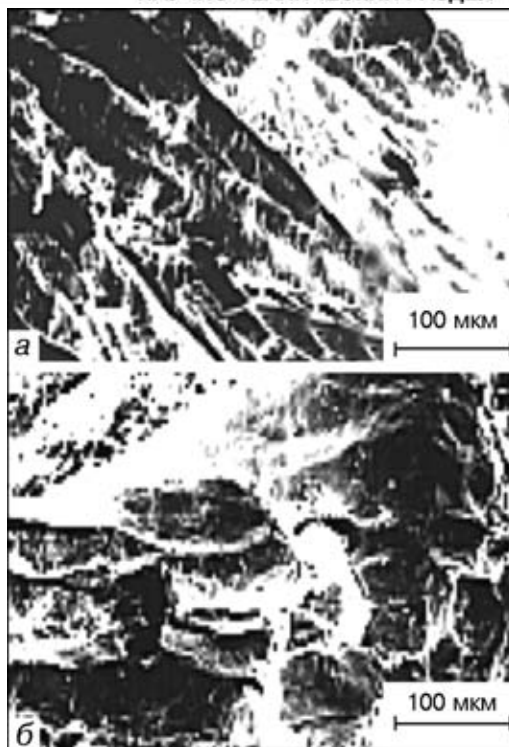


Рис. 3. Фрактограммы поверхности разрушения образцов: а — центральный участок наплавленного металла; б — его периферийный участок

образец в направлении действия растягивающего усилия. Упругую деформацию ϵ_e определяем по формуле

$$\epsilon_e = 1,08 (1 - \nu - 2\nu^2) \frac{HV}{E}, \quad (3)$$

где ν — коэффициент Пуассона; HV — твердость по Виккерсу; E — модуль Юнга. Значения δ_n , рассчитанные для большого количества материалов, отражают сложившиеся на основе стандартных механических испытаний представления об их пластичности. Установлено, что критическое значение пластичности составляет $\delta_n \geq 0,9$. Достижение этого значения — необходимое условие проявления пластичности при испытании материалов на растяжение и изгиб.

Измерения показали, что при сварке под водой наплавленный металл с мелкозернистой структурой в зоне сплавления, а также в ЗТВ в локальных участках имеет достаточно высокий запас пластичности, так как во всех исследованных зонах $\delta_n > 0,9$, что выше критического значения [15]. Вместе с тем, в зоне сплавления и ЗТВ значения δ_n уступают аналогичным показателям основного металла. Пластичность наплавленного металла, хотя и ниже, чем при сварке на воздухе, но больше, чем у основного металла.

Таблица 2. Механические свойства наплавленного металла (на воздухе и под водой) на сталь Х60

Условия сварки	Твердость HV_{100} , ГПа				Предел текучести $\sigma_{0,2}$, ГПа				Параметр пластичности δ_n , %			
	НМ	ЗС	ЗТВ	ОМ	НМ	ЗС	ЗТВ	ОМ	НМ	ЗС	ЗТВ	ОМ
На воздухе	1,120	1,58	1,61	1,60	37,3	52,5	53,5	53,2	0,959	0,938	0,937	0,937
Под водой	1,415	2,16	2,03	1,60	47,2	72,0	67,7	53,2	0,948	0,914	0,910	0,937

Примечание. НМ — наплавленный металл; ЗС — зона сплавления; ОМ — основной металл.

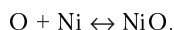


Таблица 3. Плотность наплавленного металла и содержание в нем газов при различных условиях сварки

Условия сварки	Плотность наплавленного металла, г/см ³		Изменение плотности		Содержание газа S·10 ⁻² , мас. %	
	измеренная ρ _и	расчетная ρ _р	Δρ = ρ _р - ρ _и , г/см ³	Δρ/ρ _р , %	[O]	[H]
На воздухе	8,27691	8,4999	0,22298	2,623	2,00	0,16
Под водой	8,37890	8,5711	0,1922	2,242	0,71	0,36

Среда, в которой выполняется сварка, также существенно влияет на плотность наплавленного металла и содержание в нем газов (табл. 3). При этом содержание газов и плотность не коррелируют между собой.

Наплавленный металл большой плотности получают при сварке под водой, что априори не было очевидным. Следует отметить, что при оптическом металлографическом исследовании заметной пористости в наплавленном металле не наблюдалось, несмотря на пониженную по сравнению с основным металлом плотность, которую определяли гидростатическим взвешиванием. Известно [16], что, будучи активным элементом, кислород образует с никелем химическое соединение



Водород, выделяющийся из никеля одновременно с кислородом, в связи с уменьшением растворимости восстанавливает закись никеля:



При протекании этой реакции в сварочной ванне в результате выделения паров воды происходит бурное кипение жидкого металла, после окончания кристаллизации в металле шва, как правило, появляются поры. В случае сварки под водой значительное содержание водорода в парогазовом пузыре приводит к связыванию определенного количества кислорода, при этом вероятность образования в расплавленном металле закиси никеля уменьшается. Следовательно, в момент кристаллизации сварочной ванны процесс взаимодействия между водородом и закисью никеля носит ограниченный характер, благодаря чему уменьшается вероятность образования пор.

Таким образом, результаты исследований показали, что применение порошковой проволоки с оболочкой из никелевой ленты позволило получить достаточно плотный наплавленный металл без трещин, крупных пор и неметаллических включений. Хрупкий характер разрушения образцов при испытании на растяжение связан с образованием грубой крупнокристаллической структуры в центральной части шва. Однако пластичность локальных участков наплавленного металла с мелкозернистой структурой имеет значения выше критических. С учетом того, что порошковая проволока с никелевой оболочкой без дополнительного леги-

рования шихты была использована для исследований исключительно в качестве модельного материала, необходимые свойства и структуру металла шва можно получить с помощью целенаправленного легирования путем введения модификаторов и активных раскислителей в сердечник порошковой проволоки. После решения этой задачи дальнейшие усилия будут направлены на оценку сварочно-технологических свойств порошковой проволоки и определение служебных свойств сварного соединения стали типа Х60 в целом.

1. *Ibarra S., Grubbs C. E., Liu S.* State of the art and practice of underwater wet welding of steel // International workshop on underwater welding of marine structures, Dec. 7-9, 1994. New Orleans, Miami. — New York: ABS, 1995. — P. 49-112.
2. *Koibushi M., Yokota T.* Underwater wet welding with Ni, Fe-Ni and stainless steel electrodes // J. of JWS. — 1981. — № 5. — P. 489-495.
3. *Liu S., Olson D., Ibarra S.* Electrode formulation for underwater welding // Proc. Intern. conf. on underwater welding, March 20-21, 1991, New Orleans, Miami. — New Orleans, Miami: AWS, 1991. — P. 98-119.
4. *Properties of wet welded joints* / H. Szlagowski, H. Stuhf, P. Loebel // 21-st Annual OTC, May 1-4, 1989. Houston. — Houston, 1989. — P. 77-87.
5. *Bailey N.* Welding under water — a metallurgical appraisal // Proc. of the First intern. offshore and polar engineering conf., August 11-16, 1991, UK, Edinburgh. — Edinburgh, 1991. — P. 331-337.
6. *Gooch T. G.* Properties of underwater welds. Pt. 1: Procedural trials // Metal Construction. — 1983. — № 3. — P. 164-167.
7. *Походня И. К.* Газы в сварных швах. — М: Машиностроение, 1972. — 256 с.
8. *Гаврилюк В. Г.* Волюмометрический анализ // Энциклопедия неорганических материалов. — Киев: Главн. ред. Укр. сов. энцикл., 1977. — Т. 2. — С. 214-216.
9. *Хансен М., Андреевко К.* Структуры двойных сплавов: Справочник. — М.: Металлургиздат, 1962. — 1488 с.
10. *Голубцова Р. Б.* Фазовый анализ никелевых сплавов. — М.: Наука, 1969. — 232 с.
11. *Мальцев М. В.* Металлография промышленных цветных металлов и сплавов. — М.: Металлургия, 1970. — 368 с.
12. *Мартин Дж., Доэрти Р.* Стабильность микроструктуры металлических систем. — М.: Атомиздат, 1978. — 280 с.
13. *Энгель Л., Клинке Г.* Растровая электронная микроскопия. Разрушение: Справочник. — М.: Металлургия, 1986. — 230 с.
14. *Марковец М. П.* Определение механических свойств металлов по твердости. — М.: Машиностроение, 1979. — 190 с.
15. *Мильман Ю. В., Галанов Б. А., Чугунова С. И.* Характеристика пластичности, получаемая при измерении твердости / АН Украины. Ин-т проблем материаловедения. — Препр. — Киев, 1992. — 25 с.
16. *Базрянский К. В., Кузьмин Г. С.* Сварка никеля и его сплавов. — М.: Машгиз, 1983. — 164 с.

The work evaluates the influence of the environment on gas content and density of high-nickel (60 ...70 % Ni) weld metal and structure and properties of various zones of the welded joint. In order to improve the indices of mechanical properties, it is necessary to further add the alloying, modifying and surface-active elements to the charge of flux-cored wire.

Поступила в редакцию 10.04.2002