

Рис. 3. Остаточные напряжения в пластине из никелевого сплава при сварке с предварительным подогревом

$$\sigma_{x \text{ ост}} = \epsilon_x E = \frac{n_1 - n_2}{B} E,$$

где $n_1 - n_2$ — разность между размерами сетки в продольном направлении до разрезания пластины и после; E — модуль упругости материала; B — база измерения.

Максимальные растягивающие напряжения, примерно равные пределу текучести свариваемого металла, возникают в шве и вблизи него (рис. 1). При переходе от шва к околошовной зоне они постепенно уменьшаются, меняют знак и становятся сжимающими.

Остаточные напряжения в пластине из никелевого сплава системы легирования Cr-Co-W-Al-Ti с пределом текучести 850 МПа определяли по приведенной выше методике. Аргондугую наплавку без присадки на пластине из никелевого сплава размером 105×50 мм и толщиной 3 мм выполняли на следующем режиме: $I_{св} = 60$ А; $U_d = 10,5$ В; $v_{св} = 6$ м/ч.

It is shown that cladding on a nickel alloy induces maximum longitudinal tensile stresses which amount to a yield point of the material. Cladding with preheating to 900 °C results in a decrease of 30 % in residual stresses.

Поступила в редакцию 10.07.2001

УДК 621.791.92

НЕКОТОРЫЕ ОСОБЕННОСТИ ЗАМЕДЛЕННОГО РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛА ЗТВ СТАЛИ М76 ПОСЛЕ НАПЛАВКИ АУСТЕНИТНОЙ ПРОВОЛОКОЙ

Я. П. ЧЕРНЯК, Г. В. БУРСКИЙ, инженеры, В. К. КАЛЕНСКИЙ, канд. техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Установлено, что с увеличением погонной энергии при наплавке образцов из стали М76 проволокой типа ПП-Нп-06Г13Х13Н2МФ работа разрушения металла ЗТВ повышается. Соответственно увеличивается и уровень сопротивляемости металла ЗТВ образованию холодных трещин.

Ключевые слова: наплавка, зона термического влияния, погонная энергия, термические циклы, холодные трещины

При восстановительной наплавке изношенных боковых поверхностей желобчатых трамвайных рельсов из стали М76 аустенитными проволоками без предварительного подогрева, под первым наплавленным валиком на границе сплавления или в металле ЗТВ (вблизи от этой границы) возникали холодные трещины типа откол. Исключить их образование удалось при наплавке первого валика на повышенной погонной энергии [1]. Чтобы обосновать необходимость этой особенности технологии наплавки рельсов следовало получить количественную оценку сопротивляемости металла ЗТВ стали М76 образованию холодных трещин после наплавки аустенитной проволокой на разных погонных энергиях.

Максимальные растягивающие напряжения, достигающие предела текучести, образуются в шве и вблизи него (рис. 2).

При сварке с предварительным подогревом пластину из никелевого сплава указанных размеров нагревали в печи до температуры 900 °C (при такой температуре повышаются характеристики пластичности исследуемого сплава), выдерживали там в течение получаса, после чего вынимали и по ней выполняли наплавку. Затем пластину полировали, на нее наносили сетку, разрезали и по формуле подсчитывали остаточные напряжения. Из рис. 3 видно, что с применением предварительного подогрева происходит снижение уровня максимальных растягивающих напряжений на 30 % и увеличивается зона их действия.

Выводы

1. Отработана методика определения остаточных напряжений в никелевом сплаве с использованием метода сеток.

2. Установлено, что при аргондуговой наплавке никелевого сплава максимальные растягивающие напряжения достигают предела текучести материала. В случае применения предварительного подогрева происходит снижение растягивающих продольных остаточных напряжений на 30%.

1. Недосека А. Я. Основы расчета и диагностики сварных конструкций. — Киев: Изд-во ИНДПРОМ, 1998. — 640 с.
2. Masubuchi K. Analysis of welded structures: residual stresses, distortion, and their consequences. — Pergamon press, 1980. — 642 p.
3. Экспериментальные методы исследования деформаций и напряжений / Б. С. Касаткин, А. Б. Кудрин, Л. М. Лобанов и др.: Справ. пособие. — Киев: Наук. думка, 1981. — 585 с.



Таблица 1. Химический состав стали М76 и металла, наплавленного проволокой ПП-Нп-06Г13Х13Н2МФ

Материал	Q, кДж/см	Массовая доля элементов, %								
		C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	S	P
Сталь М76		0,76	0,33	0,80	—	—	—	—	0,021	0,017
Нижний валик	12,8	0,453	0,52	9,42	10,34	1,35	0,44	0,26	0,026	0,032
Нижний валик	28,7	0,440	0,56	9,38	10,02	1,25	0,37	0,21	0,026	0,030
Верхний валик	12,8	0,310	0,64	13,05	13,52	1,71	0,53	0,29	0,028	0,024

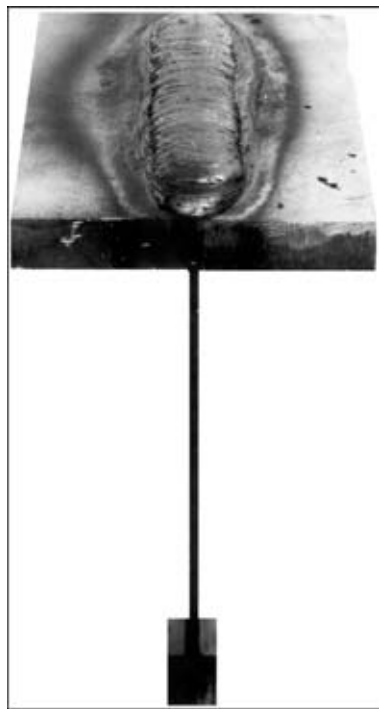


Рис. 1. Образец, наплавленный двумя валиками

изготовлены технологические планки с прямоугольным отверстием для установки вставки. Планки и вставки в сборе устанавливали в кондукторе, обеспечивающем их жесткое закрепление, после чего собранный образец наплавливали. Наплавку вели на постоянном токе обратной полярности одной дугой, опытной порошковой проволокой ПП-Нп-06Г13Х13Н2МФ под флюсом АН-26П. На образец последовательно друг на друга на разных режимах накладывали два валика (рис. 1). Химический состав образцов из стали М76 и наплавленного металла приведен в табл. 1. Запись термических циклов проводили самопишущим прибором КСП-4 с использованием хромель-алюмелевых термопар, зачеканенных в основном металле на уровне предполагаемой границы сплавления.

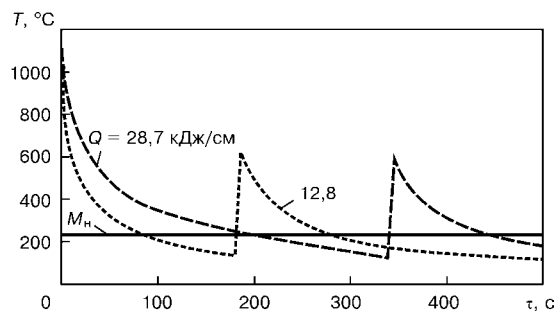


Рис. 2. Термические циклы наплавки с разными значениями погонной энергии

В работе [1] было установлено, что для стали М76 температура начала мартенситного превращения $M_n = 230^\circ\text{C}$ и показано, что для получения в металле ЗТВ относительно благоприятной структуры с микротвердостью около $HV\ 350$ ($P = 1\ \text{кгс}$, $t = 10...15\ \text{с}$) нужно уменьшить скорость охлаждения стали после наплавки. Для этого требуется увеличить время достижения температуры M_n в металле ЗТВ до $150...250\ \text{с}$. Основываясь на этих данных, нижние валики наплавливали на двух режимах. Судя по записанным термическим циклам (рис. 2), первый режим с погонной энергией $Q = 12,8\ \text{кДж/см}$ после наплавки обеспечивал охлаждение металла ЗТВ до температуры M_n за $90\ \text{с}$, второй ($Q = 28,7\ \text{кДж/см}$) — за $200\ \text{с}$. Наплавку верхних валиков, необходимых для частичного отпуска ЗТВ, вели на малой погонной энергии $Q = 12,8\ \text{кДж/см}$ (рис. 2). Ее рассчитывали по формуле: $Q = \frac{IU}{1000v_n}$ кДж/см, где v_n — скорость наплавки, см/мин.

После наплавки и охлаждения на воздухе до $60...70^\circ\text{C}$ каждый образец с закрепленным на вставке пьезодатчиком нагружали в испытательную установку и подвергали действию постоянно действующей растягивающей удельной нагрузки $P_{уд}$. Образцы выдерживали под нагрузкой до разрушения. Если они не разрушались, по истечении $24\ \text{ч}$ нагрузку снимали. Экспериментальные данные получали на самописце в виде кривых замедленного разрушения в координатах перемещение — время (рис. 3). На них зафиксировано удлинение образцов вследствие микропластических деформаций и отдельные импульсы АЭ повышенной амплитуды, сигнализирующие о мгновенном освобождении упругой энергии в результате образования и роста микро-

Таблица 2. Влияние режимов наплавки на сопротивляемость образцов из стали М76 замедленному разрушению

Образец	Валик	v_n^* , м/ч	Q, кДж/см	$\omega_{э/2}$, °C/с	$P_{уд}$, МПа	$A_{э.т.}$, Дж/м ²	$A_{уд.}$, Дж/м ²
1	Нижний	36,8	12,8	2,5	380	9,1	39,9
	Верхний	36,8	12,8	1,4	(62 % от σ_T)		
2	Нижний	17,2	28,7	1,2	380	13,7	Не разрушился
	Верхний	36,8	12,8	1,1	(62 % от σ_T)		
3	Нижний	17,2	28,7	1,2	537	48,3	112,4
	Верхний	36,8	12,8	1,1	(88 % от σ_T)		

*Остальные параметры режима наплавки: $I = 400...425\ \text{А}$, $U = 32\ \text{В}$.

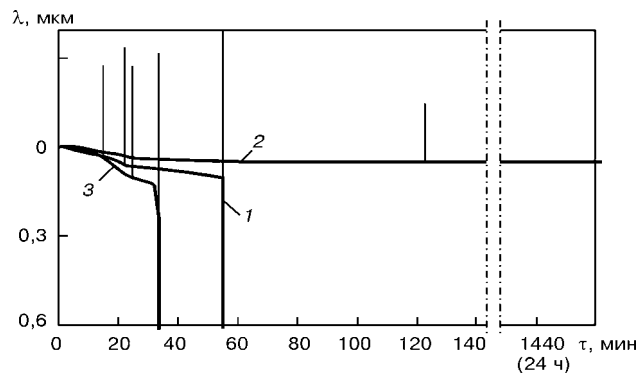


Рис. 3. Кривые замедленного разрушения образцов: 1 — наплавка нижнего валика на погонной энергии $Q = 12,8\ \text{кДж/см}$ при $P_{уд} = 380\ \text{МПа}$; 2 — $Q = 28,7\ \text{кДж/см}$, $P_{уд} = 380\ \text{МПа}$; 3 — $Q = 28,7\ \text{кДж/см}$, $P_{уд} = 537\ \text{МПа}$

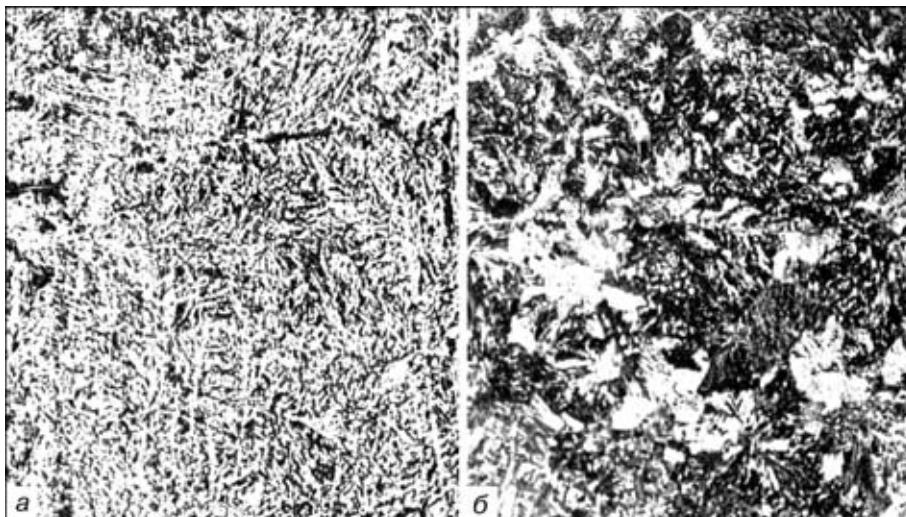


Рис. 4. Микроструктура металла ЗТВ, полученная при наплавке проволокой ПП-Нп-06Г13Х13Н2МФ ($\times 500$): а — $Q = 12,8$ кДж/см; б — 28,7

трещин [8]. Параметры и результаты экспериментов систематизированы в табл. 2.

Из рис. 3 видно, что микротрещины в образцах образуются под воздействием нагружения после различной пластической деформации. Удельная работа, идущая на деформацию металла до момента зарождения трещины $A_{з.т}$, для образцов, наплавленных на погонной энергии 12,8 и 28,7 кДж/см, составляет 9,1 и 13,7 Дж/м² соответственно. Невысокие показатели $A_{з.т}$ и удельной работы разрушения $A_{уд}$ (работа, затрачиваемая на микропластическую деформацию, возникновение и рост микротрещин до образования очага разрушения) говорят о низкой способности металла ЗТВ к пластической деформации. Скорость охлаждения металла ЗТВ образца 1 в интервале 300...200 °С ($\omega_{3/2}$) при наплавке нижнего валика составляет 2,5 °С/с. При этом структура металла ЗТВ состоит из отпущенного мартенсита (рис. 4, а). Его микротвердость достигает $HV 408$ ($P = 1$ кгс, $t = 10...15$ с). Удельная работа разрушения металла ЗТВ (при нагрузке $0,62\sigma_t$), составляет 39,9 Дж/м². Увеличение погонной энергии до 28,7 кДж/см при наплавке нижнего валика уменьшает (образец 2 и 3) скорость охлаждения в интервале 300...200 °С до 1,2 °С/с, а максимальную микротвердость до $HV 351$. В металле ЗТВ образуется структура, состоящая из бейнита и перлита (рис. 4, б). Нагрузка, равная $0,62\sigma_t$ оказалась недостаточной для разрушения образца, поскольку в результате микропластических деформаций и образования микротрещин произошла релаксация напряжений. Образец разрушился при увеличении нагрузки до $0,88\sigma_t$, а работа разрушения составила 112,4 Дж/м².

Таким образом, наплавка нижнего валика на погонной энергии 28,7 кДж/см повышает работу разрушения металла ЗТВ образцов, наплавленных проволокой ПП-Нп-06Г13Х13Н2МФ, почти в три раза. Это подтверждает выводы, сделанные в работе [1] и дает основание утверждать, что увеличение погонной энергии при наплавке нижнего валика при-

водит к существенному повышению уровня сопротивляемости металла ЗТВ стали М76 образованию холодных трещин типа откол.

1. Влияние погонной энергии на образование отколов в ЗТВ высокоуглеродистой стали М76 при наплавке аустенитными проволоками / В. К. Каленский, Я. П. Черняк, В. Г. Васильев, Т. Г. Соломийчук // Автомат. сварка. — 2001. — № 11. — С. 11–14.
2. VdLinden H., Schonherr W. Compilation of cold cracking test. — S. 1., [1972]. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. IX-779-72).
3. Granjon H. The implant method for studying weldability of high strength steel // Metal Constr. and Brit. Weld. J. — 1969. — № 11. — P. 509–515.
4. Стеренбоген Ю. А. Некоторые факторы, определяющие стойкость металла ЗТВ мартенситных сталей против образования холодных трещин // Автомат. сварка. — 1986. — № 6. — С. 5–8.
5. Усовершенствованная методика оценки сопротивляемости металла ЗТВ замедленному разрушению / Г. В. Бурский, М. М. Савицкий, О. И. Олейник // Там же. — 1999. — № 4. — С. 31–34.
6. Стеренбоген Ю. А., Бурский Г. В. Метод оценки стойкости ЗТВ сварных соединений высокопрочных сталей против образования холодных трещин // Там же. — 1987. — № 3. — С. 1–5.
7. Стеренбоген Ю. А., Бурский Г. В. Оценка сопротивляемости металла ЗТВ среднедегированных высокопрочных сталей замедленному разрушению // Там же. — 1990. — № 8. — С. 33–35.
8. Акустико-эмиссионный контроль соединений, выполненных лазерной сваркой / О. А. Бартепов, Ю. И. Кутанов, В. А. Хамитов, Ю. Ф. Волков // Там же. — 1988. — № 9. — С. 71–73.

It is found that the impact energy of the HAZ metal becomes greater with increase of the heat input in surfacing of samples of steel M76 with wire of PP-Np-06G13Kh13N2MF type. The level of the HAZ metal resistance to cold cracking increases accordingly.

Поступила в редакцию 26.02.2002