

Е.С. ГОЛУБЦОВА, д-р техн. наук,  
О.Л. МЕНДЕЛЕЕВА, канд. техн. наук (БНТУ),  
Н.Б. КАЛЕДИНА (БГТУ)

## **ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ БЫСТРОГО ПОВТОРНОГО НАГРЕВА В АУСТЕНИТНУЮ ОБЛАСТЬ И СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ НА СВОЙСТВА ЗОНЫ ТЕРМИЧЕСКОГО ВЛИЯНИЯ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ ИЗ СТАЛИ 30ХГСА**

Сварные изделия, имеющие повышенные эксплуатационные характеристики, изготавливают из высокопрочных легированных и углеродистых сталей небольшой толщины и подвергают закалке. Они склонны к образованию холодных трещин в зоне термического влияния (ЗТВ) на малопластичном участке, закалившемся в процессе сварки. Изменить структуру металла, чтобы уменьшить его твердость, увеличить вязкость и трещиностойкость позволяет объемная термическая обработка или местная дуговая обработка сварного соединения. Первый способ обработки достаточно трудоемкий и при больших габаритных размерах сварного изделия применять его не всегда возможно. Второй является более простым и экономичным. Однако повышение комплекса механических свойств ЗТВ при кратковременном невысоком нагреве происходит не всегда.

Целью настоящей работы является обеспечение лучшего комплекса свойств сварного соединения дуговой обработкой в межкритическом интервале температур нагрева. Объектом исследований выбрана высокопрочная ограниченно свариваемая сталь 30ХГСА (толщиной 3,1 мм), которая признана перспективным материалом для изготовления сварных автомобильных баллонов [1].

Аргонодуговую сварку вольфрамовым электродом с использованием активирующего флюса ВС-27 и дуговую обработку выполняли на установке АРК-1 с применением выпрямителя ВСВУ-315 [2]. Термические циклы записывали с помощью термопары ВР20/5 диаметром 0,35 мм. Образцы размером 3×8×75 мм с приваренной хромель-алюмелевой термопарой диаметром 0,2 мм подвергали быстрому нагреву проходящим током до температуры 895–1340 °С со

скоростью  $W_n = 100\text{--}260$  °C/с и последующему охлаждению со скоростью  $W_{6/5} = 4\text{--}14$  °C/с от 600–500 °C. Критические точки фазового превращения  $A_{C1}$  и  $A_{C3}$  определяли dilatометрическим методом. Сопротивление ЗТВ образованию холодных трещин оценивали согласно методике, приведенной в работе [3], по продолжительности замедленного разрушения плоского образца сечением  $3 \times 15$  мм после приложения начальной нагрузки, равной 0,9 предела текучести основного металла ( $\sigma_n = 0,9\sigma_{0,2}$ ). Исследовали также макро- и микроструктуру обработанных образцов, определяли размер зерна по ГОСТ 5639-82 и ударную вязкость образцов с круглым надрезом.

Для проведения эксперимента был использован план  $3 \times 3$ : три уровня температуры быстрого повторного нагрева при дуговой обработке выше  $A_{C3}$  (895, 1118, 1340 °C) и три уровня скорости охлаждения (4, 9, 14 °C /с) сварного соединения. В качестве параметров оптимизации были выбраны: твердость ( $y_1$ , HV); ударная вязкость KCV ( $y_2$ , кДж/м<sup>2</sup>); относительное количество структурных составляющих в структуре ЗТВ после закалки с повторного нагрева при дуговой обработке (бейнита ( $y_3$ , об. %) и мартенсита ( $y_5$ , об. %)) и после первого нагрева при сварке (бейнита ( $y_4$ , об. %) и мартенсита ( $y_6$ , об. %)), а также балл действительного зерна аустенита, как средняя величина случайных сечений зерен в плоскости металлографического шлифа ( $y_7$ , мм).

Опыты проводились в случайном порядке. Ошибки воспроизводимости опытов были определены ранее. План эксперимента  $3 \times 3$  в кодовом масштабе и результаты эксперимента в натуральном масштабе приведены в таблице 1. Кодированные уровни факторов  $x_1$  и  $x_2(-1; 0; +1)$  определяли по формуле

$$x_i = \frac{\tilde{x}_i - 0,5(\tilde{x}_{i\max} - \tilde{x}_{i\min})}{0,5(\tilde{x}_{i\max} - \tilde{x}_{i\min})}, \quad (1)$$

где  $x_i$  – кодированный уровень  $i$ -го фактора;  $\tilde{x}_i$ ,  $\tilde{x}_{i\max}$ ,  $\tilde{x}_{i\min}$  – текущее, максимальное и минимальное значение  $i$ -го фактора в натуральном масштабе.

Таблица 1 – Матрица плана эксперимента 3×3 и результаты эксперимента

N	$x_1$	$x_2$	$x_1x_2$	$x_1^2$	$x_2^2$	$y_1$ , HV	$y_2$ , Дж/см	$y_3$ , %	$y_4$ , %	$y_5$ , %	$y_6$ , %	$y_7$ , мм
1	-	-	+	+	+	354	48,2	82	54	19	46	0,06
2	-	0	0	+	0	410	29,4	63	37	37	63	0,09
3	-	+	-	+	+	507	21,6	39	45	62	55	0,09
4	0	-	0	0	+	412	38,1	35	54	66	46	0,04
5	0	0	0	0	0	443	27,7	33	25	64	75	0,06
6	0	+	0	0	+	560	26,8	30	41	68	59	0,06
7	+	-	-	+	+	455	30,1	32	54	67	46	0,04
8	+	0	0	+	0	507	24,5	40	45	58	55	0,09
9	+	+	+	+	+	509	29,1	56	59	44	41	0,09
$\Sigma i$	(1Y)	(2Y)	(12Y)	(11Y)	(22Y)	(0Y <sub>1</sub> )	(0Y <sub>2</sub> )	(0Y <sub>3</sub> )	(0Y <sub>4</sub> )	(0Y <sub>5</sub> )	(0Y <sub>6</sub> )	(0Y <sub>7</sub> )

Обработку результатов эксперимента проводили по методике, приведенной в работе [4]. Коэффициенты уравнения регрессии рассчитывали по формулам:

$$b_0 = A_0(0Y) - A_{0i}(iiY); \quad (2)$$

$$b_i = A_i(iY); \quad (3)$$

$$b_{ij} = A_{ij}(ijY); \quad (4)$$

$$b_{ii} = A_{ii}(iiY) - A_0(0Y), \quad (5)$$

где  $b_0, b_i, b_{ij}, b_{ii}$  – коэффициенты уравнения;  $A_0, A_{0i}, A_i, A_{ij}, A_{ii}$  – коэффициенты из таблицы 2.19 [4];  $0Y, iY, ijY, iiY$  – алгебраические суммы произведений столбцов параметров оптимизации  $y_i$  на соответствующие столбцы факторов  $x_i$ . Для плана 3×3 коэффициенты соответственно равны:  $A_0 = 0,55556, A_{01} = A_{02} = 0,33333, A_1 = A_2 = 0,16667, A_{12} = 0,25, A_{11} = A_{22} = 0,50$ .

Значимость коэффициентов уравнения проверяли с помощью доверительных интервалов для них по формулам:

$$\Delta b_0 = \pm tS_3 \sqrt{A_0}, \quad (6)$$

$$\Delta b_i = \pm tS_3 \sqrt{A_i}, \quad (7)$$

$$\Delta b_{ij} = \pm tS_3 \sqrt{A_{ij}}, \quad (8)$$

$$\Delta b_{ii} = \pm tS_3 \sqrt{A_{ii}}, \quad (9)$$

где  $\Delta b_0$ ,  $\Delta b_1$ ,  $\Delta b_{ij}$ ,  $\Delta b_{ii}$  – доверительные интервалы,  $S_y$  – величина ошибки воспроизводимости,  $t$  – табличный критерий Стьюдента (при уровне доверия  $\alpha = 0,05$  и степени свободы  $f = N - 1$ ).

В результате обработки результатов эксперимента получены следующие адекватные уравнения:

$$y_1 = 463 + 33x_1 + 59x_2 - 25x_1x_2; \quad (10)$$

$$y_2 = 27,7 - 2,7x_1 - 6,2x_2 + 5,8x_1x_2 + 4,2x_2^2; \quad (11)$$

$$y_3 = 32,5 - 9,3x_1 - 4,0x_2 + 16,8x_1x_2 + 19x_1^2; \quad (12)$$

$$y_4 = 30 + 3,7x_1 - 2,8x_2 + 3,5x_1x_2 + 9x_1^2 + 15,5x_2^2; \quad (13)$$

$$y_5 = 66,8 + 8,8x_1 + 3,3x_2 - 17x_1x_2 - 19,2x_1^2; \quad (14)$$

$$y_6 = 70,3 - 3,7x_1 + 2,8x_2 - 3,5x_1x_2 - 9x_1^2 - 15,5x_2^2; \quad (15)$$

$$y_7 = 0,064 - 0,003x_1 + 0,017x_2 + 0,005x_1x_2 + 0,023x_1^2 - 0,017x_2^2. \quad (16)$$

Эти зависимости представлены в графическом виде на рисунках 1, 2.

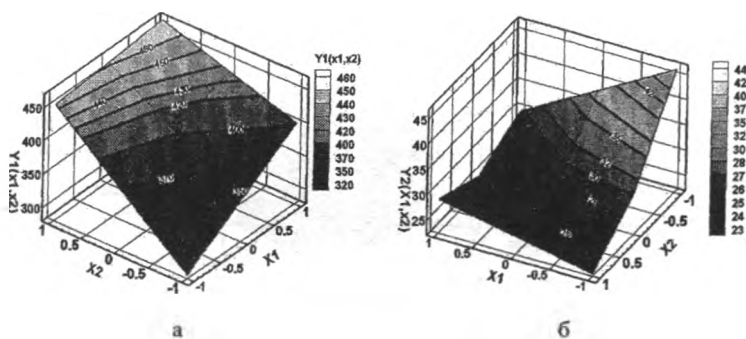
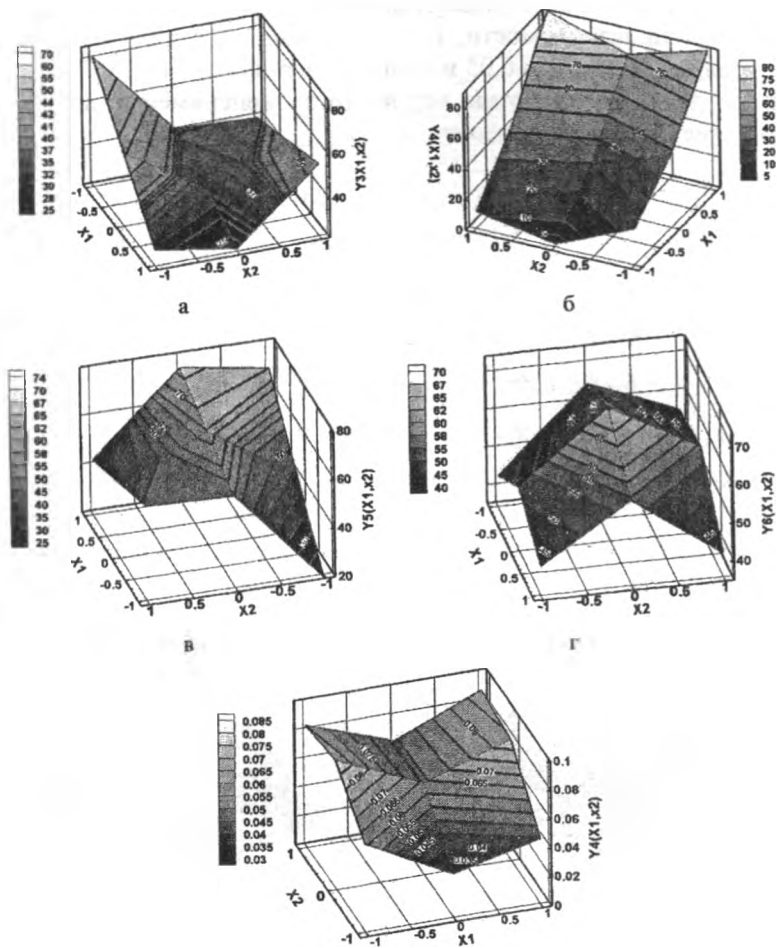


Рисунок 1 – Графическое представление уравнений (10), (11), описывающих изменение: а – твердости ( $y_1$ , HV); б – ударной вязкости  $KCV$  ( $y_2$ , кДж/м<sup>2</sup>) от температуры быстрого повторного нагрева ( $x_1$ ) при дуговой обработке выше  $A_{C3}$  и скорости охлаждения ( $x_2$ ) сварного соединения



Д

Рисунок 2 – Графическое представление уравнений (12)–(16), описывающих изменение относительного количества структурных составляющих в структуре ЗТВ:

после закалки с повторного нагрева при дуговой обработке: а – бейнита ( $y_3$ , об. %); б – мартенсита ( $y_5$ , об. %); д – балла зерна аустенита ( $y_7$ , мм), после первого нагрева при сварке: в – бейнита ( $y_4$ , об. %); г – мартенсита ( $y_6$ , об. %) от температуры быстрого повторного нагрева ( $x_1$ ) при дуговой обработке выше  $A_{C3}$  и скорости охлаждения ( $x_2$ ) сварного соединения

Анализ этих уравнений показывает, что наибольшее влияние скорость охлаждения ( $x_2$ ) оказывает на твердость ( $y_1$ ), ударную вязкость ( $y_2$ ), относительное количество бейнита ( $y_4$ ) и мартенсита ( $y_6$ ) в структуре ЗТВ после первого нагрева при сварке и размер действительного зерна аустенита ( $y_7$ ). Влияние температуры нагрева ( $x_1$ ) на эти параметры слабее.

Максимальную величину твердости ( $y_1 = 560$  HV) получили при температуре нагрева ( $x_1 = 1118$  °C) и скорости охлаждения  $W_{6/5}$  уровня +1 ( $x_2 = 14$  °C /с), однако ударная вязкость KCV в этом случае будет равна лишь 268 кДж/м<sup>2</sup> (опыт № 6).

Напротив, максимальная величина упругой вязкости ( $y_2 = 488$  кДж/м<sup>2</sup>) будет в том случае, когда оба фактора находятся на нижних уровнях (температура нагрева  $x_1 = 895$  °C и скорость охлаждения  $W_{6/5}$   $x_2 = 4$  °C /с).

Минимальный размер зерна ( $y_7 = 0,03$  мм) получен при уровнях  $X_1 = 0$  и  $X_2 = -1$  (при температуре нагрева 1118 °C и скорости охлаждения 4 °C /с).

Можно считать, что при сварке стали 30ХГСА аустенит формируется при температуре 1000–1050 °C и выше, при этом большая часть (около 80 об. %) аустенита ЗТВ подвергается гомогенизации. Сварочный нагрев стали, легированной хромом, кремнием и марганцем, до 1340 °C вызывает собирательную рекристаллизацию аустенита и рост зерна до 0,09 мм. Величина зерна повышается в приведенном примере с повышением температуры цикла сварки ( $x_1$ ).

При охлаждении со скоростью 4–14 °C/с нагретой до 1150–1340 °C стали она претерпевает бейнитное (при температуре 650–320 °C) и мартенситное (при температуре 350–170 °C) превращение и в ее структуре образуется бейнита 40–70 об. % и мартенсита 30–60 об. %.

Снижение температуры нагрева способствует раннему началу аустенитного превращения, а уменьшение скорости охлаждения приводит к уменьшению относительного количества мартенсита в структуре [3].

Высокая (до 507HV и выше) твердость и крупнозернистость (до 0,09 мм) структуры ЗТВ стали после цикла сварки является причиной низкой ударной вязкости (234–281 кДж/м<sup>2</sup>), о чем свидетельствуют данные опытов 3, 6, 8 (таблица 1). Критическое для образова-

ния холодных трещин количество мартенсита в структуре ЗТВ (50 об. % и более) наблюдалось на участках, нагретых до 1340 °С и выше ( $x_1 = +1$ ). При меньших температурах нагрева ( $x_1 = -1$ ) количество мартенсита в структуре ЗТВ не достигает критической величины, но влияние двух взаимодействующих факторов ( $x_1x_2$ ) – температуры нагрева и скорости последующего охлаждения – может быть весьма значительно (см. уравнение (14)).

Между твердостью ( $y_1$ , HV) и ударной вязкостью ( $y_2$ , кДж/м<sup>2</sup>) установлена корреляционная зависимость, которую можно представить в виде:

$$y_2 = 77,3 - 0,10y_1. \quad (17)$$

Уравнение (17) позволяет на основании измеренного значения твердости рассчитать (прогнозировать) величину ударной вязкости с вероятностью 90 %.

Влияние температуры нагрева на твердость и ударную вязкость повторно закаленного сплава и структуру ЗТВ изучали с помощью полнофакторного эксперимента  $N = 2^k$ , где  $N$  – число опытов;  $k$  – число факторов. В качестве факторов были выбраны температура нагрева  $x_1$  (780 и 835 °С) и содержание аустенита в исходной структуре  $x_2$  (40 и 100 % об.). Матрица плана  $N = 2^2$  и результаты эксперимента приведены в таблице 2.

Таблица 2 – Матрица плана эксперимента  $N = 2^2$  и результаты эксперимента

N	$x_1$	$x_2$	$x_1x_2$	$y_1$ , HV	$y_2$ , Дж/см <sup>2</sup>
1	–	–	+	275	85,5
2	+	–	–	331	59,8
3	–	+	–	390	82,2
4	+	+	+	280	43,3

В каждой строке приведены данные 3 параллельных опытов ( $n = 3$ ) для определения ошибки воспроизводимости и дисперсии. Статистическую обработку результатов (при ошибке воспроизводимости  $S_1 = 16$  HV и  $S_2 = 4,3$  кДж/м<sup>2</sup>) проводили по методике [5].

В результате получены адекватные уравнения:

$$y_1 = 319 - 14x_1 + 16x_2 - 42x_1x_2; \quad (18)$$

$$y_2 = 67,7 - 16,2x_1 - 5x_2 - 3,3x_1x_2. \quad (19)$$

Графическое представление уравнений (18), (19) показано на рисунке 3.

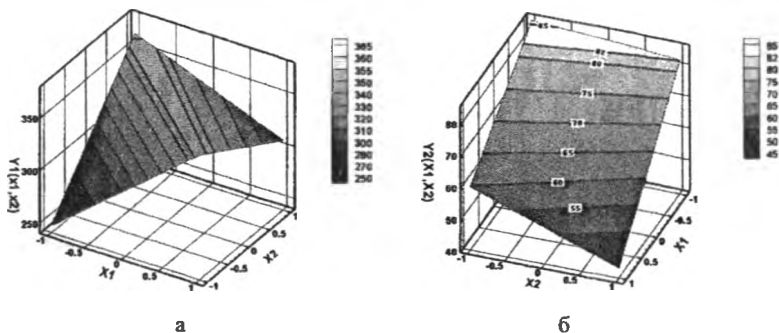


Рисунок 3 – Графическое представление уравнений: а – (18); б – (19)

Из уравнения (18) видно, что оба фактора оказывают примерно одинаковое влияние на твердость и в этом случае особенно велика роль взаимодействия ( $x_1x_2$ ), коэффициент при котором значительно больше даже суммы коэффициентов ( $x_1$  и  $x_2$ ). Максимальная твердость 390 HV получена при температуре нагрева 780 °С и 100 % об. аустенита.

На ударную вязкость, как видно из уравнения (19), наибольшее влияние оказывает температура нагрева ( $x_1$ ). Максимальная величина ударной вязкости 85,5 кДж/м<sup>2</sup> получена при  $x_1 = -1$  и  $x_2 = -1$  (при температуре нагрева 780 °С и 40 % об. аустенита в структуре). Впрочем, учитывая ошибку опыта  $S_2 = 3,4$  кДж/м<sup>2</sup>, можно отметить, что такой же результат (85,5 кДж/м<sup>2</sup>) получен при  $x_1 = -1$  и  $x_2 = +1$  (при температуре нагрева 780 °С и 100 % об. аустенита в структуре, опыт 3).

Таким образом, при температуре нагрева 780 °С и 100 % об. аустенита в структуре получены максимально высокие значения твердости и ударной вязкости. При быстром нагреве до температур межкритического интервала происходит частичная аустенизация,



причем при повышении температуры нагрева от  $A_{C1}$  до  $A_{C3}$  (таблица 2).

### Литература

1. **Перспективы** применения высокопрочных среднелегированных сталей в сварных баллонах высокого давления для автотранспорта / Б.Е. Патон [и др.] // Автомат. сварка. – 1994. – № 3. – С. 4–9.
2. **Особенности** аргонодуговой обработки с подплавлением сварного соединения закаливающейся стали / В.М. Кулик [и др.] // Автомат. сварка. – 2004. – № 3. – С. 19–22.
3. **Оценка** сопротивляемости ЗТВ высокопрочной стали замедленному разрушению с моделированием релаксации напряжений / В.М. Кулик [и др.] // Автомат. сварка. – 2005. – № 4. – С. 19–26.
4. **Вознесенский, В.А.** Статистические методы планирования эксперимента в технико-экономических исследованиях / В.А. Вознесенский. – М.: Финансы и статистика, 1981. – 264 с.
5. **Жарский, И.М.** Планирование и организация эксперимента: Учебное пособие / Б.А. Каледин, И.Ф. Кузьминский; под ред. И.М. Жарского. – Минск: Изд-во БГТУ, 2003. – 179 с.

УДК 669.58

**В.М. КОНСТАНТИНОВ, д-р техн. наук,  
И.А. БУЛОЙЧИК (БНТУ)**

### **АНАЛИЗ СПОСОБОВ ИНТЕНСИФИКАЦИИ ДИФфуЗИОННЫХ ПРОЦЕССОВ ПРИ ЦИНКОВАНИИ НА РАЗЛИЧНЫХ СТАДИЯХ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ**

В связи с постоянным ростом цен на энергоносители перспективу представляют только те технологии цинкования, которые в состоянии обеспечить получение качественной антикоррозионной защиты при минимальных энерго- и ресурсозатратах.