



ПРОГНОЗИРОВАНИЕ СВОЙСТВ МЕТАЛЛА ШВА ПОВЫШЕННОЙ ПРОЧНОСТИ

Д. Л. ОЛСОН, Э. МЕТЦБАУЭР (Исследовательская лаборатория ВМФ США, г. Вашингтон, США),
С. ЛИУ, И. Д. ПАРК (Горная школа Колорадо, г. Голден, шт. Колорадо, США)

Рассмотрены особенности фазовых превращений в низкоуглеродистых и низколегированных швах повышенной прочности. При прогнозе свойств металла швов важен не только учет их химического состава, но и скорости охлаждения $\Delta t_{9/5}$, содержания кислорода, особенностей кристаллизации, а также включений. Предложены эмпирические выражения для прогнозирования механических свойств металла швов, в том числе полученных в условиях многопроходной сварки. Обсуждается аналитический подход, позволяющий быстро выбрать состав расходного материала для сварки определенных сталей.

Ключевые слова: дуговая сварка, высокопрочные стали, металл шва, углеродный эквивалент, кислород, кристаллизация, термическое влияние, многопроходные швы, изотермические диаграммы, прогнозирование свойств

Первые аналитические выражения, связанные с прогнозированием свойств швов и выбором сварочных параметров, базировались, главным образом, на их химическом составе. Они являлись приближенными и использовались при выборе параметров предварительной и/или последующей термообработки, необходимой для улучшения свариваемости и получения необходимых свойств [1, 2]. Эти математические средства, связанные с химическим составом, коррелировали только с результатами для одного и того же класса углеродистых сталей, одинаковой толщины листа и определенных сварочных параметров (обычно для сварки МИГ). Появление низкоуглеродистых сталей повышенной прочности, обладающих свойствами, основанными на механизмах упрочнения, отличных от обычного распада аустенита, обусловило необходимость в новых предикативных выражениях. Поскольку производительность новых сварочных процессов повышается, возникает необходимость включения в них такого технологического параметра, как скорость охлаждения [3].

Благодаря новому пониманию взаимосвязи между параметрами сварочного процесса, химическим составом, микроструктурой и свойствами металла шва (МШ), а также наличию новых статистических и нейросетевых аналитических подходов [4–6], выбор расходных сварочных материалов может основываться на количественном (расчетном) подходе. Желательна возможность быстрого выбора химического состава расходных сварочных материалов для сварки определенных сталей с определенной термической предисторией.

Для улучшения понимания процесса совершенствования прогнозирования свойств описаны особенности этих аналитических методов.

Углеродный эквивалент. Уравнения углеродного эквивалента являются выражениями для определения прокаливаемости и изначально были предложены для среднеуглеродистых сталей, у ко-

торых эвтектоидный распад является превращением первичной фазы с образованием мартенсита в качестве основного продукта в процессе быстрого охлаждения. Эти уравнения являются эмпирическими и объясняют влияние легирующих элементов на превращения в сталях, а также успешно используются для прогнозирования свариваемости различных типов сталей. Это объясняется имеющей корреляцией между содержанием легирующих элементов и склонностью сварных соединений к образованию трещин в процессе сварки. С целью иллюстрации уравнения прогнозирования свариваемости приведем уравнение углеродного эквивалента (формула МИС):

$$C_{\text{экр}} = C + \frac{\text{Mn}}{6} + \frac{\text{Cr} + \text{Mo} + \text{V}}{5} + \frac{\text{Ni} + \text{Cu}}{15} \quad (1)$$

Сварка сталей, в которых углеродный эквивалент больше 0,45 мас. % обычно выполняется с предварительным подогревом. Если он более 0,55 мас. %, для получения качественного шва рекомендованы как предварительная, так и последующая термообработка. Еще одно выражение углеродного эквивалента, определяющее связь между склонностью к образованию трещин и химическим составом стали, — уравнение индекса склонности к образованию холодных трещин $P_{\text{см}}$ (Ито–Бессю). Оно включено в Стандарты по сварке строительных конструкций D1.1. Американского сварочного общества [1, 2] в качестве средства для контроля содержания водорода и имеет вид

$$P_{\text{см}} = C + \frac{\text{Si}}{30} + \frac{\text{Mn} + \text{Cu} + \text{Cr}}{20} + \frac{\text{Ni}}{60} + \frac{\text{Mo}}{15} + \frac{\text{V}}{10} + 5B \quad (2)$$

Уравнение (2) хорошо подходит к сталям с низким содержанием углерода (обычно < 0,1 мас. %). Стали с $P_{\text{см}} = 0,2$ мас. % или ниже обладают хорошим сопротивлением к образованию трещин в шве.

Несмотря на то что приведенные выше уравнения обычно применяют по отношению к металлу ЗТВ деформируемых материалов, неясно, можно ли с помощью этих формул прогнозировать свойства и поведение при превращениях в МШ. Ожидается, что пластинчатый мартенсит с высоким



содержанием углерода не будет преобладать в микроструктуре МШ, а в процессе термического цикла сварки могут формироваться выделения, обусловленные микролегированием стали. Кроме того, кристаллизация и частицы вторичной фазы (включения) также будут влиять на реакции превращения в твердом состоянии МШ. Известно, что оксидные включения способствуют зарождению внутризеренных центров феррита и снижают прокаливаемость. Существующие выражения углеродного эквивалента не учитывают должным образом роль оксидных включений в МШ, что необходимо исправить, прежде чем уравнения углеродного эквивалента можно будет использовать для надежного прогнозирования микроструктуры и свойств МШ. Кроме того, если уравнения углеродного эквивалента должны быть усовершенствованы для прогнозирования свойств МШ, они также должны учитывать влияние параметров сварки (например, скорость охлаждения в температурном интервале 800...500 °С).

Выведенные фундаментально предикативные уравнения [7–9] учли как термодинамический, так и кинетический подходы. Для термических превращений (таких, как образование феррита, где фазовое равновесие можно выразить как $\Delta G_{\gamma-\alpha}$) влияние микроструктуры на $C_{\text{экв}}$ может быть выражено следующим образом:

$$C_{\text{экв}} = K_0 [C + K_{\text{Mn}} \text{Mn} + K_{\text{Si}} \text{Si} + \dots + K_{\text{C}} \text{ClnC} + K_{\text{Mn}} \text{MnlnMn} + K_{\text{Si}} \text{SilnSi} + \dots], \quad (3)$$

где K_0 — коэффициент пропорциональности; K_i — коэффициенты различных легирующих добавок, подлежащие фундаментальной интерпретации; Mn, Si, C, ... — концентрации различных элементов, мас. %.

Данное выражение основано на предположении, что роль микроструктуры непосредственно связана с количеством легирующих элементов, присутствующих в начальной и превращенной фазах. В уравнении (3) присутствуют как линейные, так и нелинейные члены. Если пренебречь нелинейными членами, уравнение упрощается до формы, подобной уравнению углеродного эквивалента МИС. Для низколегированных сталей пренебрежение нелинейными членами может быть приемлемым, поскольку коэффициенты можно подбирать с целью компенсации пренебрежения нелинейными членами. Однако очевидно, что для более легированных систем при отсутствии нелинейных членов некоторые данные о влиянии микроструктур и при легировании могут быть утрачены.

Если предположить, что углеродный эквивалент может быть непосредственно связан с термодинамической движущей силой, действующей на перенос углерода, уравнение для $C_{\text{экв}}$ приобретает вид

$$C_{\text{экв}} = K'_0 C [1 + K'_C C + K'_{\text{Mn}} \text{Mn} + K'_{\text{Si}} \text{Si} + \dots]. \quad (4)$$

Следует отметить, что данное уравнение в отличие от (3) представлено в виде мультипликативного соотношения и учитывает взаимодействие

между углеродом и другими легирующими элементами. Наличие членов, описывающих взаимодействие, обоснованно, поскольку каждая легирующая добавка влияет на поведение углерода и, таким образом, должна быть представлена в виде произведения с углеродом. Эта форма уравнения углеродного эквивалента лучше подходит для низкоуглеродистых микролегированных сталей, в которых происходит выделение карбонитридов. Для паравывесного состояния, при котором происходит перераспределение углерода, выведено выражение вида

$$C_{\text{экв}} = K''_0 C \left[1 + K''_C C + K''_{\text{Mn}} \text{Mn} + K''_{\text{Si}} \text{Si} + \dots + K''_{\text{C}} \text{lnC} + K''_{\text{LC}} \text{ClnC} + K''_{\text{LMn}} \text{MnlnMn} + K''_{\text{LSi}} \text{SilnSi} + \dots \right]. \quad (5)$$

Это уравнение также отличается от обычно используемой формы выражений углеродного эквивалента (3) и (4). Члены, выражающие взаимодействие между элементами, содержат натуральный логарифм концентрации элементов. Последние три члена наиболее важны, когда имеются изменения в значениях легирующих микродобавок. Отсутствие этих членов может вызвать трудности при установлении соотношения между свойствами микролегированных сталей повышенной прочности и химическим составом.

Несмотря на то что приведенные выше уравнения обычно применяются по отношению к металлу ЗТВ деформируемых материалов, неясно, можно ли с помощью этих формул прогнозировать свойства и поведение при превращении в МШ. Кристаллизация и частицы вторичной фазы, такие, как включения, также будут влиять на реакции превращения в твердом состоянии МШ. Помимо элементов, учтенных в уравнениях (1), (5), в эти формулы также необходимо включить содержание кислорода для повышения их эффективности при прогнозировании свойств МШ.

Роль кислорода в МШ. Швы обычно усваивают кислород до уровней нескольких сотен млн^{-1} , а затем раскисляются до уровней содержания кислорода около 200млн^{-1} , при этом формируются оксидные включения. Включения в МШ, которые образуются в результате окисления легирующих элементов, являются важным фактором влияния их на микроструктуру МШ на низкоуглеродистых сталях высокой прочности. Для получения желаемой микроструктуры и свойств МШ необходимо контролировать тип, гранулометрическое распределение и плотность включений в МШ. В выражения углеродного эквивалента должен быть включен кислородный член (или члены), при этом значения коэффициентов будут зависеть от типа формирующихся включений (типа расходуемого материала). Откорректированный коэффициент P_{cm} [10], называемый в данном случае P_{cm_0} , имеет вид

$$P_{\text{cm}_0} = C + \frac{\text{Si}}{30} + \frac{\text{Mn} + \text{Cr} + \text{Cu}}{20} + \frac{\text{V}}{10} + \frac{\text{Mo}}{15} + \frac{\text{Ni}}{60} + 5\text{B} - \frac{3}{4}\text{O}. \quad (6)$$



По сравнению с исходным уравнением P_{cm} уравнение (6) включает кислородный член, который равен $-0,75$ концентрации кислорода в МШ.

Предполагают [7–9], что для МШ на низкоуглеродистых микролегированных сталях желаемое гранулометрическое распределение включений должно быть таким, при котором максимум гранулометрического распределения превышает диаметр зереневских частиц. Что касается МШ сталей с высокой прочностью, обнаружено [11], что бимодальное гранулометрическое распределение включений является наилучшим для получения наименьшего размера аустенитного зерна и наименьших пакетов пластинчатого мартенсита. Это условие обеспечило бы оптимальную вязкость МШ при данном уровне прочности. Важно понимание принципов регулирования химического состава металла сварочной ванны, если необходимо обеспечить стабильное получение нужного типа, гранулометрического распределения и количества включений в определенном диапазоне погонной энергии.

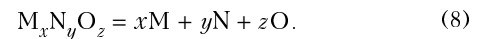
Роль кристаллизации при формировании включений. В процессе ячеистой или дендритной кристаллизации, которая обычно наблюдается в швах сварных соединений на стали, растворенные элементы ликвируют в жидкую фазу на поверхности раздела жидкость–твердое тело, при этом концентрация жидкой фазы обогащенной растворенными элементами может достигать высоких уровней в междендритных пространствах (рис. 1). При дендритной кристаллизации можно предположить, что диффузия в жидкой фазе происходит в полном объеме в междендритных пространствах, а диффузия в твердой фазе происходит только в твердорастворном веществе с высоким коэффициентом диффузии. Если пренебречь диффузией в твердой фазе, химический состав в жидкой фазе на поверхности раздела жидкость–твердое тело можно моделировать [12] с помощью неравновесного правила рычага или уравнения Шейла:

$$C_L = C_0 f_L^{K-1}, \quad (7)$$

где C_L — концентрация в жидкой фазе на поверхности раздела; C_0 — объемная концентрация в сварочной ванне; K — коэффициент равновесного распределения.

При необходимости уравнение можно преобразовать таким образом, чтобы оно учитывало диффузию в твердой фазе. Коэффициент равновесного распределения K контролирует направление и степень ликвации. Для большинства легирующих элементов в стали коэффициент распределения составляет меньше единицы и элемент ликвирует в междендритную жидкую фазу. Некоторые приблизительные значения K различных растворенных элементов в низколегированных сталях [13] приведены ниже: С — 0,17; Si — 0,80; Mn — 0,70; Al — 0,95; Ti — 0,50; В — 0,001; О — 0,01; S — 0,20; N — 0,04.

Рассмотрим равновесие в условиях раскисления, как представлено реакцией растворения оксида:



Изменение свободной энергии, связанное с растворением оксида $M_x N_y O_z$, можно записать в виде

$$\Delta G = \Delta G^0 + RT \ln \frac{[M]^x [N]^y [O]^z}{[M_x N_y O_x]}, \quad (9)$$

где $[M]$, $[N]$, $[O]$ — активность растворенных элементов в жидкой фазе; x , y , z — стехиометрические постоянные из уравнения (8); $[M_x N_y O_x]$ — активность определенных включений (можно предположить, что она равна единице).

Свободная энергия зависит от оставшейся жидкой фракции

$$\Delta G = \Delta G^0 + RT \ln \frac{[\gamma_M M_0 f_L^{K_M-1}]^x [\gamma_N N_0 f_L^{K_N-1}]^y [\gamma_O O_0 f_L^{K_O-1}]^z}{[M_x N_y O_x]}, \quad (10)$$

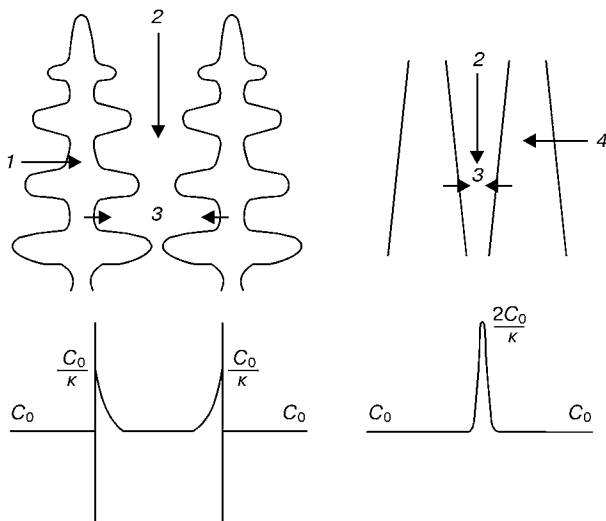


Рис. 1. Схема повышения концентрации растворенных элементов в междендритных участках сварочной ванны: 1 — ось первичного дендрита; 2 — междендритное пространство; 3 — уплотнение дендрита; 4 — ось дендрита

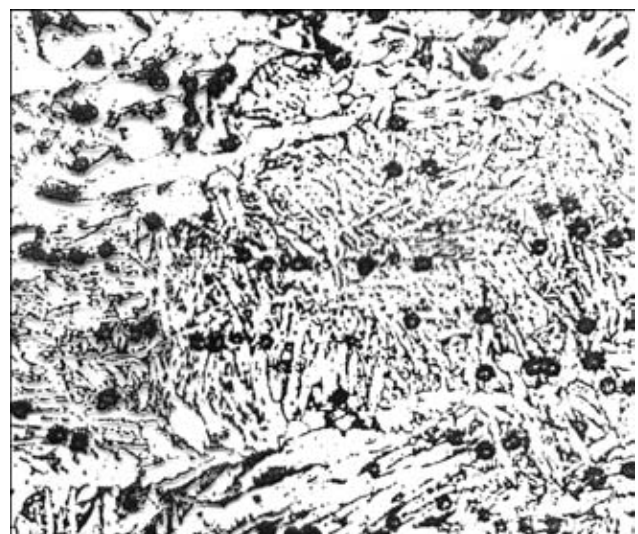


Рис. 2. Микроструктура металла шва с неметаллическими включениями в междендритных участках [14]

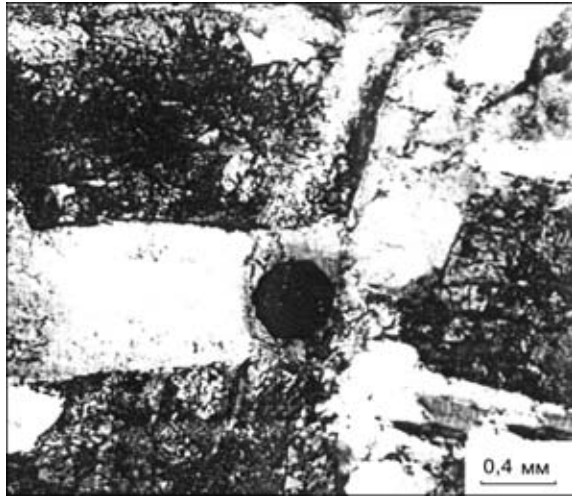


Рис. 3. Микроструктура металла шва в сварных соединениях низколегированных сталей высокой прочности с оксидами, сформировавшимися в жидкой фазе, и зародышами игольчатого феррита

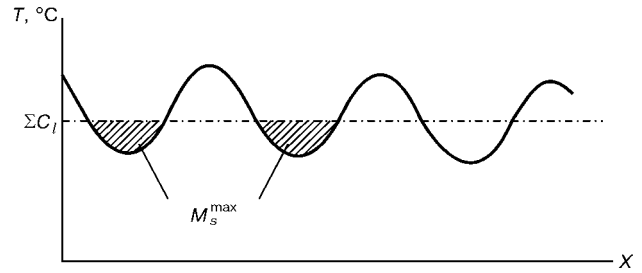


Рис. 4. Изменения температуры начала образования мартенсита M_s вследствие локального изменения концентрации растворенных элементов (M_s^{\max} – самое высокое значение)

высоким содержанием кислорода, выраженное в формировании рядов внутризеренных оксидных включений, которые сформировались в растворенном веществе в междендритных пространствах. Сформировавшиеся в последнюю очередь оксиды способствуют образованию мелкоигольчатого феррита в МШ (рис. 3). Эту микроликвацию необходимо учесть в будущих предикативных выражениях, учитывающих микроструктуру и свойства МШ.

Изменения химического состава вследствие микросегрегации в низколегированных сталях

Химический элемент	K	Доля твердой фазы при кристаллизации, %							
		0	0,2	0,4	0,6	0,8	0,9	0,95	
Al	0,95	0,040	0,040	0,041	0,043	0,043	0,045	0,047	
Ti	0,50	0,030	0,034	0,039	0,067	0,067	0,095	0,134	
Si	0,80	0,500	0,523	0,554	0,690	0,690	0,797	0,910	
B	0,001	0,005	0,006	0,008	0,025	0,025	0,050	0,100	
Mn	0,70	0,150	1,600	1,750	2,430	0,243	2,990	3,680	
O	0,01	0,0006	0,0008	0,0015	0,0030	0,0030	0,0059	0,0117	

где $[M_0]$, $[N_0]$, $[O_0]$ – объемная концентрация M, N и O в расплаве; $[\gamma_M]$, $[\gamma_N]$ и $[\gamma_O]$ – коэффициенты активности растворенных элементов.

Именно это выражение свободной энергии (10) позволяет прогнозировать образование внутризеренных включений в МШ.

На рис. 2 показано влияние ликвации в МШ сварных соединений низкоуглеродистых сталей с

последовательностью реакций раскисления можно прогнозировать исходя из допущений, что сварочная ванна достигает равновесия при наличии наиболее сильного раскислителя и что внутريدендритные концентрации кислорода и раскислителей повышаются за счет микросегрегации в процессе кристаллизации до точки превышения предела растворимости. По мере кристаллизации от 0 до 95 % (жидкая фракция от 1,0 до 0,05) междендритная концентрация кремния увеличивается на 50, марганца – на 100 %, кислорода – в 8 раз, концентрация алюминия практически не увеличивается. Резкое повышение междендритной концентрации кислорода по мере кристаллизации должно вызвать выделение в МШ дополнительных оксидов [15]. В таблице приведены изменения химического состава вследствие ликвации, определенные с помощью уравнения Шейла.

На рис. 4 схематически показаны внутризеренные изменения содержания легирующей добавки в

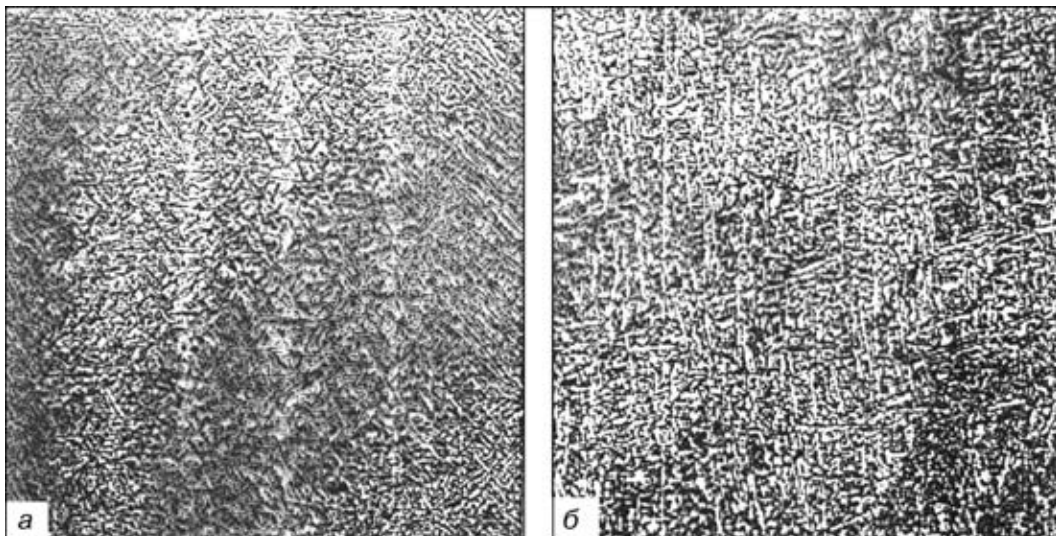


Рис. 5. Микроструктура металла шва в соединениях неотпущенной (а) и отпущенной (б) стали марки AISI 4340 с использованием флюса $40SiO_2-20MnO-40CaO$ [17], X500



МШ. Выражение для начала образования мартенсита в МШ [16] имеет следующий вид: $M_s(C) = 521 - 14,3Cr - 17,5Ni - 28,9Mn - 37,6Si - 350C - 39,5Mo - 1,19(CrNi) + 23,1(Cr + Mo)C$. Изменение химического состава по зерну в МШ должно коррелировать с поведением мартенсита. На рис. 5 показаны микроснимки, на которых видны полоски мартенсита отпуски и неотпущенного мартенсита в междендритных пространствах МШ на стали марки AISI 4340. Эти особенности свидетельствуют о микросегрегации растворенных элементов в МШ на сталях высокой прочности.

Термическое влияние. Большинство выражений углеродного эквивалента зависят только от химического состава и не учитывают термообработку и «вид» закалки. Толщина пластины, подготовка кромок, предварительный подогрев и значение погонной энергии процесса влияют на скорость охлаждения. Время охлаждения от 800 до 500 °С ($\Delta t_{8/5}$) является дополнительным способом описания скорости охлаждения сварного соединения и используется для сравнения термического цикла сварки с приемлемой термической «предысторией», за счет которой достигаются определенные свойства. Были введены выражения для прогнозирования свойств, учитывающих $\Delta t_{8/5}$.

Формула расчета твердости металла ЗТВ, учитывающая химический состав легирования и скорость охлаждения [18], имеет вид

$$HV = 2019[(1 - 0,5 \log \Delta t_{8/5})C + 0,3(C_{\text{экрВ}} - C)] + 66(1 - 0,8 \log \Delta t_{8/5}). \quad (11)$$

Выражение углеродного эквивалента, описывающее свариваемость низкоуглеродистых сталей и включающее $\Delta t_{8/5}$ в качестве дополняющего члена, приведено в работе [19]. Максимальная твердость металла ЗТВ связана с химическим составом легирования и скоростью охлаждения следующим образом:

$$H_{\text{max}} = 442C + 99C_{\text{экрВ}} + 206 - (402C - 90C_{\text{экрВ}} + 80)\arctg(x), \quad (12)$$

где

$$x = \frac{(\log \Delta t_{8/5} - 2,30C_{\text{экрВ}} + 1,35C_{\text{экрВ}} + 0,882)}{(1,15C_{\text{экрВ}} - 0,673C_{\text{экрВ}} - 0,601)}, \quad (13)$$

$$C_{\text{экрВ}} = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{12} + \frac{Cr}{8} + \frac{Mo}{4} + \Delta H,$$

$$C_{\text{экрВ}} = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{5} + \frac{Cu}{10} + \frac{Ni}{18} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{2,5} + \frac{V}{5} + \frac{Nb}{3},$$

$$C_{\text{экрВ}} = C + \frac{Mn}{3,6} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{9} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4},$$

$$\Delta H = 0 \quad \text{при } B \leq 1 \text{ млн}^{-1},$$

$$\Delta H = 0,03f_n \quad \text{при } B = 2 \text{ млн}^{-1},$$

$$\Delta H = 0,06f_n \quad \text{при } B = 3 \text{ млн}^{-1},$$

$$\Delta H = 0,09f_n \quad \text{при } B \geq 4 \text{ млн}^{-1},$$

$$f_n = (0,02 - N)/0,02; \quad N - \text{содержание азота, мас. \%}$$

Приведенная выше система уравнений из [19] наилучшим образом подходила для оценки свойств металла ЗТВ при комплексных исследованиях, включавших более 25 зависимостей углеродного эквивалента [3, 20]. При прогнозировании механических свойств МШ были рассмотрены как прокаливаемость, так и участок термического цикла сварки в диапазоне $\Delta t_{8/5}$.

Приближенно определить $\Delta t_{8/5}$ можно с помощью решения Розенталя для условий нагрева при сварке [21]. Величина $\Delta t_{8/5}$ связана с погонной энергией H с помощью уравнений

$$\Delta t_{8/5} = 8,149 \cdot 10^{-4} \left(\frac{\eta H}{2\pi k_{\text{тп}}} \right), \quad (14)$$

$$\Delta t_{8/5} = 2,767 \cdot 10^{-6} \left(\frac{\eta H^2}{4h^2 \pi k_{\text{тп}} \rho C_p} \right), \quad (15)$$

где η и H — КПД и погонная энергия процесса сварки; $k_{\text{тп}}$, ρ и C_p — соответственно теплопроводность, удельный вес и удельная теплоемкость материала; h — толщина листа.

Уравнение (14) рассчитано на условия трехмерной теплопередачи (как при сварке толстых листов), в отличие от уравнения (15), рассчитанного для двумерного теплового потока при сварке тонких пластин. Очевидно, что для оценки микроструктуры и механических свойств низколегированных сталей высокой прочности необходимо учитывать влияние легирующих элементов, кислорода, параметров сварки и скорости охлаждения.

Многопроходные швы. Значительную часть швов ответственного назначения составляют многопроходные швы. При этом процесс сварки включает наплавление валика на предварительно наплавленный металл, ЗТВ образуется в предварительно наплавленном металле. Образующаяся макроструктура наиболее характерна для сварки металла больших сечений, таких как биметаллы. Изменения химического состава и микроструктуры не существенно влияют на свойства между проходами сталей меньшей прочности, а полученные свойства, несмотря на то, что они изменяются, остаются на уровне приемлемых значений по всему металлу многопроходного шва. Ситуация изменяется в случае сварных изделий, выполненных многопроходной сваркой на сталях повышенной и высокой прочности, где происходят потенциально значительные изменения в твердости по всему металлу многопроходного шва.

Для низколегированных сталей высокой прочности тщательный подбор легирующих элементов, добавляемых в расходные сварочные материалы, обуславливает возможность формирования фазовых выделений в наплавленных валиках при различных термических циклах [22]. Таким образом, когда одна выделившаяся фаза перестраивается под влиянием последующего прохода, другая находится в начальном состоянии формирования. Такой механизм выделения фаз способствует сохранению достаточной концентрации и необходимого гранулометрического распределения выделений, за счет чего по всему изделию, выполненному

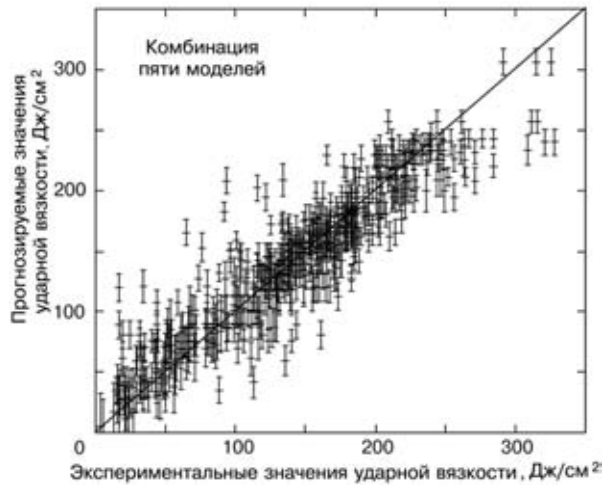


Рис. 6. Сопоставление прогнозируемых и измеренных значений ударной вязкости по Шарпи при температуре -51°C

многопроходной сваркой, достигается уровень довольно однородной твердости и соответственно прочности. Создана широкая база данных свойств наплавленных многопроходной сваркой швов на сталях с систематическими изменениями определенных легирующих добавок [23–25]. Разработка методик прогнозирования свойств МШ должна учитывать поведение неоднородной микроструктуры по всему многопроходному шву. В связи с необходимостью во введении и применении биметаллических материалов требуется разработка концепции для выбора химического состава расходных сварочных материалов, благодаря чему МШ обладает практически однородными свойствами.

Численный анализ. Интернациональные исследования включали разработку численного детерминированного анализа и расчетов, которые позволяют моделировать различные атомарные механические процессы, протекающие при сварке (пирохимия, кристаллизация, превращения в твердой фазе): от поведения сварочной ванны до превращений в твердой фазе [26]. Эти исследования расширили понимание происходящих на атомном

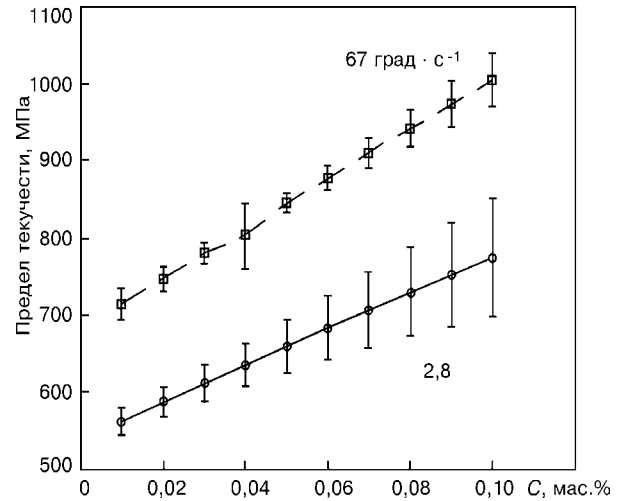


Рис. 7. Изменения предела текучести в зависимости от содержания углерода при двух различных скоростях охлаждения

уровне процессов и со временем приведут к более комплексным методам прогнозирования микроструктуры и свойств. Однако этот фундаментальный подход все еще имеет ограничения, связанные с недостатком информации, касающейся химического и физического аспектов свойств швов различных составов и свойств сталей, и комплексной вычислительной методики, слишком сложной для передачи ее сварщику-практику. Использование усовершенствованных экспериментальных корреляционных методик прогнозирования микроструктуры и свойств МШ по-прежнему является наиболее рациональным подходом. При наличии достаточной совокупности экспериментальных коррелируемых данных использование нейросетевого регрессивного анализа способствовало значительному усовершенствованию прогнозируемости свойств. Необходимы специальные исследования для получения большего количества экспериментальных коррелируемых данных по МШ на сталях высокой прочности.

Свойства металла шва. Разработаны эмпирические выражения для прогнозирования твердости

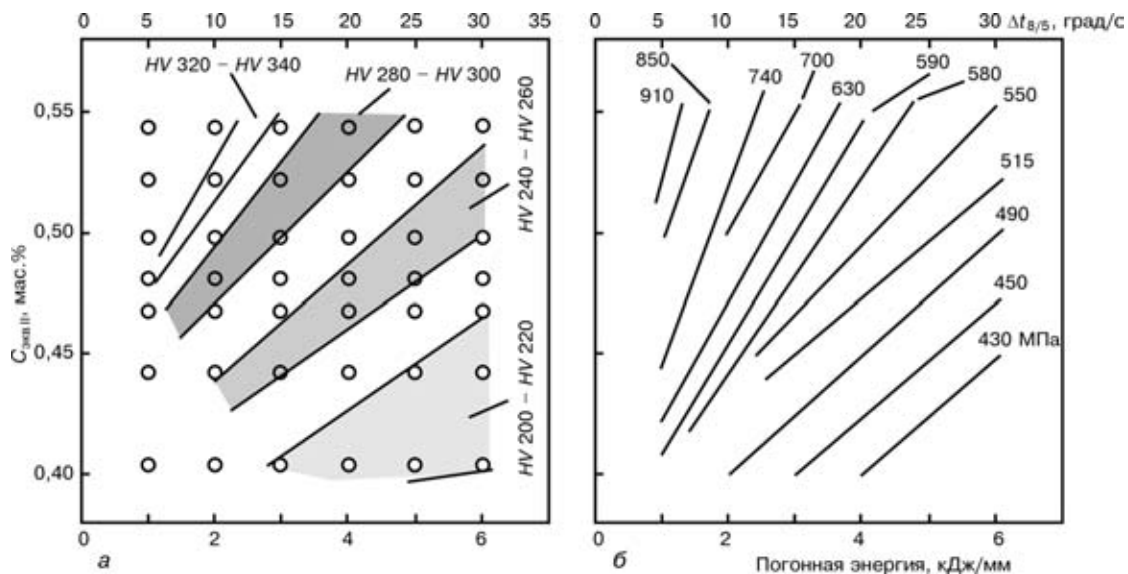


Рис. 8. Диаграмма изотвердости (а) и изопрочности (б) для низколегированных сталей



[27], предела текучести и предела прочности при растяжении [6, 28], пластичности и вязкости [4, 5] МШ на низкоуглеродистых и низколегированных сталях повышенной прочности. Были использованы и сравнены различные подходы, включая статистический и нейросетевой анализ.

В работах [4, 5] использовано большое количество экспериментальных данных по сварке сталей высокой прочности, применяемых при изготовлении морских платформ стратегического назначения, для разработки искусственных нейронных сетей для прогнозирования прочности и вязкости. Эти данные обеспечили возможность создания количественной модели для оценки механических свойств МШ. Нейронная сеть способна реализовать множество нелинейных соотношений. Данные в нее вводятся в форме параметров ввода (химический состав и скорость охлаждения) и вывода (желаемое качество), оптимальное нелинейное соотношение находится путем минимизации разницы между измеренным и прогнозированным значением. Как и при регрессионном анализе, результаты содержат ряд весовых коэффициентов и спецификации рода функции, которая в сочетании с весом сопоставляет входы и выходы. Прогнозируемость нейросетевого анализа повышается благодаря использованию комбинаций наилучших моделей для прогнозирования. Затем лучшие модели ранжируются с использованием значений погрешностей испытания. Пример прогнозирования с помощью лучшей модели показан на рис. 6, где прогнозируемые и экспериментальные данные ударной вязкости по Шарпи образцов с V-образным надрезом были измерены при $-51\text{ }^\circ\text{C}$ в МШ на низкоуглеродистых сталях [4, 5]. При задании нейронной сети прогнозирование определенного свойства может выполняться в зависимости от каждого параметра ввода в отдельности или в комбинации с другими параметрами ввода. Например, рис. 7 иллюстрирует изменение предела текучести в зависимости от содержания углерода при двух различных скоростях охлаждения и четко показывает нелинейность прогнозирования и взаимозависимость переменных.

Изотермические диаграммы. Использование изодиаграммы, коррелирующей термическую историю и прокаливаемость с микроструктурой МШ, может быть очень эффективно при выборе расходных сварочных материалов для различных режимов сварки, погонной энергии и химического состава легирования. В работе [29] использованы диаграммы углеродный эквивалент — $\Delta t_{8/5}$ для прогнозирования свойств МШ. На рис. 8 показаны диаграммы изотвердости и изопрочности для низколегированных сталей [30]. На диаграмме линиями показаны швы с одинаковыми свойствами, полученные из различных комбинаций режимов сварки и химического состава легирования. Инженеры-сварщики могут регулировать параметры процесса в соответствии с изменениями свойств материала для получения постоянных свойств шва. Необходимо определить наилучшее выражение углеродного эквивалента для использования с изодиаграммами.

Ударная вязкость. Приемлемого качества швов можно достичь при широком диапазоне комбинаций химического состава МШ и параметров сварки, но некоторые комбинации более устойчивы к изменению параметров. С разработкой более надежных материальных уравнений и/или нейросетевых методов прогнозирования свойств шва, аналитические методы могут стать доступными для выбора устойчивых множеств параметров сварки, которые уменьшат процент брака. Для исследования чувствительности свойств шва к изменениям в обработке и химическом составе был предложен метод, основанный на расчете изменений [31].

В заключение следует отметить о важности проведения и поддержки интернациональных исследований по расширению базы данных экспериментально определенных соотношений между различными свойствами швов, их химическим составом и термической «предысторией» $\Delta t_{8/5}$. Полученный банк данных должен быть доступен всему международному сообществу исследователей в области металлургии сварки. Это исследование будет способствовать сотрудничеству между исследователями и более быстрому введению новых и усовершенствованию уже существующих подходов к прогнозируемости свойств швов.

1. *Granjon H.* (1967) Notes on the Carbon Equivalent, IIW Doc. IX-555-67, American Council, AWS, Miami, FL.
2. *Ito Y., Bessyo K.* (1968). Weldability Formula of High Strength Steels Related to Heat-affected Zone Cracking, IIW Doc. IX-567, American Council, AWS, Miami, FL.
3. *Lundin C. D., Gill T. P. S., Qiao C. Y. P., Wang Y.* Validity of Conventional Carbon Equivalent Formulae to the Weldability of Low Carbon Microalloyed Steels for Marine Structures, Ship Structure Committee Report. DTICG-23-C-20035, April 14, 1989, US. C. G., Washington D. C.
4. *Metzboower E. A., DeLoach J. J., Lalam S. H., Bhadeshia H. K. D. H.* Neural Network Analysis of Strength and Ductility of Welding Alloys for High Strength Low Alloy Shipbuilding Steels // *Sci. and Tech. of Welding and J.* — 2001. — 6, № 2. — P. 116–124.
5. *Metzboower E. A., DeLoach J. J., Lalam S. H., Bhadeshia H. K. D. H.* Analysis of Toughness of Welding Alloys for High Strength Low Alloy for High Strength Low Alloy Ship Building Steels // *Ibid.* — № 4. — P. 368–374.
6. *Blackburn J., DeLoach J. J., Brandemarte A.* A Strength Model for Low-Carbon, Ferritic, GMA Weld Metal // *Proc. Nat. Welding Seminar, Indian Institute of Welding, Bangalore, India.* — 1997. — P. 57–76.
7. *Liu S., Olson D. L.* The Role of Inclusions in Controlling HSLA Steel Weld Microstructures // *Welding J.* — 1986. — 65, № 6. — P. 139–149.
8. *Liu S., Olson D. L.* The Influence of Inclusion Chemical Composition on Weld Metal Microstructure // *J. of Materials for Energy Systems.* — 1987. — 9, № 3. — P. 237–251.
9. *Liu S., Olson D. L., Matlock D. K.* A Thermodynamic and Kinetic Approach in the Development of Expressions for Alloy Behavior Prediction // *J. Heat Treat.* — 1986. — 4, № 4. — P. 309–316.
10. *Onsoien M. I., Liu S., Olson D. L.* Shielding Gas Oxygen Equivalent in Weld Metal Microstructure Optimization // *Welding J.* — 1996. — 75, № 7. — P. 216–224.
11. *Ramsay C. W., Olson D. L., Matlock D. K.* The Influence of Inclusions on the Microstructures and Properties of a High Strength Steel Weld Metal // *Proc. Gatlinburg Intern. Conf. on «Recent Trends in Welding Research», May 14–18, 1989.* — P. 763–768, Materials Park, Ohio.
12. *Scheil E.* Bemerkungen zur Schichtkristallbildung // *Zeitschrift für Metallkunde.* — 1942. — 34, S. 70–72.
13. *Olson D. L., Liu S., Edwards G. R.* Role of Solidification of HSLA Steel Weld Metal Chemistry, in *Weldability of Materials.* — P. 183–190, Materials Park, OH.
14. *Indacochea J. E., Olson D. L.* Relationship of Weld-Metal Microstructure and Penetration to Weld-Metal Oxygen Con-



- tent // J. of Materials for Energy Systems. — 1983. — 5, № 3. — P. 139–148.
15. Frost R. H., Olson D. L., Liu S. Influence of Solidification on Inclusion Formation in Welds // International Trends in Welding Science and Technology, Gatlinburg, TN, 3rd Intern. Conf., ASM International, Materials Park, OH, P. 205–209.
 16. Self J. A., Carpenter B. F., Olson D. L., Matlock D. K. (1987). Phase Transformation and Alloy Stability, in Alternate Alloying for Environmental Resistance. — P. 37–47, TMS, Warrendale, PA.
 17. Burke P. A., Indacochea J. E., Olson D. L. The Effects of Welding Flux Additions on 4340 Steel Weld Metal Composition // Welding J. — 1990. — 69 (3). — P. 115–122.
 18. Lorenz K., Duren C. (1982). IIW Doc. IX-B-82, American Council of IIW, AWS, Miami, Fl.
 19. Yurioka N., Ohkita S., Tamehiro H. Study on Carbon Equivalents to Access Cold Cracking Tendency and Hardness in Steel Welding // AWMI Symposium on Pipeline Welding in the 80's. — P. 1–15.
 20. Devletian J. H. (2000). Carbon Equivalent (P_{cm}) Limits for Thick Carbon and Low Alloy Steels // National Shipbuilding Research Project Report NSRP 0530, U.S. Navy, Carderock Detachment, P. 1–66.
 21. Rosenthal D. The Theory of Moving Sources of Heat and Its Application to Metal Treatment // Trans ASME. — 1946. — 68. — P. 819–866.
 22. Ramirez E., Liu S., Olson D. L. Dual Precipitation Strengthening Effect of Copper and Niobium in High Strength Steel Weld Metal // Materials Science and Engineering A. — 1996. — A216. — P. 91–103.
 23. Evans G. M. The Effect of Manganese on the Microstructure and Properties of Weld-Metal Deposits // Welding J. — 1980. — 59 (3). — P. 65–75.
 24. Evans G. M. The Effect of Aluminum in Shielded Metal and C-Mn Steel Multi-run Deposits // Ibid. — 1991. — 70(1). — P. 32–39.
 25. Evans G. M. The Effect of Micro-alloying Elements in C-Mn Steel Weld Metal // Welding in the World. — 1993. — 31 (1). — P. 12–19.
 26. Cerjak H. (2002). Mathematical Modelling of Weld Phenomena 5, Materials Modeling Series, 1081 pp., IOM Communications, London, U.K.
 27. Hart P. H. M. Resistance to Hydrogen Cracking in Steel Weld Metals // Welding J. — 1986. — 65 (1). — P. 14–22.
 28. Yurioka N. (2002). Prediction of Strength of Weld Metal (Report II), IIW Doc. IX-2026-02, American Council, AWS, Miami, Fl.
 29. Liu S., Ibarra S., Olson D. L. (1994). Assessment of Microstructural and Property Prediction Equations in Structural Welding, OTC 7497, P. 299–306.
 30. Klucken A. O., Liu S., Olson D. L. (1992). Use of Predictive Equations for Arctic Steel Heat Affected Zone Properties // Offshore Mechanics and Arctic Energy (Proc. of 11th Intern. Conf.) OMAE III, Part A-Materials Engineering, P. 1–8, ASME, N.Y.
 31. Olson D. L., Ibarra S., Liu S. (1991). Selection of Resilient Welding Parameters for Arctic Fabrications and Repair // Proc. 10th Intern. Conf. OMAE, vol. IIIA. — P. 125–130, ASME, N.Y.

The paper deals with the features of phase transformations in low-carbon and low-alloyed welds of higher strength. When forecasting the properties of weld metal, it is highly important to take into account not only the composition, but also the cooling rates ($\Delta t_{8/5}$), oxygen content, solidification features, as well as inclusions. Empirical expressions are proposed for forecasting the mechanical properties of weld metal, including those obtained in multipass welding. An analytical approach is discussed, which allows fast selection of the composition of the consumable material for welding certain steels.

Поступила в редакцию 08.08.2003