



МАТЕМАТИЧЕСКОЕ ОПИСАНИЕ УГЛЕРОДНОГО ЭКВИВАЛЕНТА КАК КРИТЕРИЯ ОЦЕНКИ СВАРИВАЕМОСТИ СТАЛЕЙ

В. А. КОСТИН, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Предложен новый критерий склонности металла ЗТВ соединений закаливающих сталей к образованию холодных трещин, основанный на учете кинетики распада аустенита и экспериментальном определении инкубационного времени начала мартенситного превращения. Показано, что этот критерий может быть математически сведен к традиционному параметру оценки свариваемости закаливающих сталей — углеродному эквиваленту. Предложена математическая зависимость нового критерия от углеродного эквивалента, которая была проверена экспериментальным путем.

Ключевые слова: моделирование, углеродный эквивалент, свариваемость, критерии, холодные трещины, диаграмма распада аустенита, мартенсит, технологические пробы

Практика показывает, что не все стали одинаково хорошо свариваются. Одни свариваются без каких-либо ограничений, для сварки других необходимо применять специальные технологические приемы. Существует довольно широкое трактование понятия «свариваемость» [1–4]. Исходя из анализа работ, посвященных свариваемости, оно должно включать четыре взаимозависимых фактора — это вид материала, тип конструкции, требуемые свойства и степень надежности [5]. В зависимости от их выбора и сочетания достигается тот или иной уровень свариваемости.

Большую работу по систематизации понятия «свариваемость» и методов его оценки внес К. А. Ющенко. Так, им [6, 7] предложено новое понимание этого термина на основании анализа существующих подходов к оценке свариваемости и стандартов, действующих в различных странах и организациях. Им было показано, что в абсолютном большинстве случаев свариваемость оценивается качественно и субъективно. Этот термин рассматривается скорее как философское понятие, а его определение через способность материала образовывать сварное соединение не указывает как и чем его можно измерить.

Пригодность стали к сварке определяется испытаниями на свариваемость, которая в большинстве случаев подменяется испытаниями на склонность к образованию трещин различного типа. Например, для сварных соединений углеродистых и легированных сталей используют такие показатели, как сопротивляемость образованию горячих трещин, холодных трещин, ламелярных трещин, трещин отпуска и др.

Зачастую свариваемость различных сталей оценивают по испытаниям различных сварочных проб. Для определения склонности к образованию холодных трещин на практике используют пробы «Теккен», «Имплант», торцевую, крестовую, валиковую пробы. Для оценки сопротивления металла шва образованию горячих трещин используют пробу Холдкрофта («рыбья кость») или пробу по способу ИЭС им. Е. О. Патона. Для ламелярного разрушения используют пробы «Кренфилд», пробу типа «Окно», Н-подобную пробу, усовершенствованную пробу «Имплант», а также крестовую пробу (ГОСТ 28870–90). Для трещин отпуска используют кольцевые пробы BWRA, «Теккен», Лихайского университета, CTS или MRT [5]. Большинство из этих проб основано на определении внешней нагрузки, прикладываемой к сварному соединению, которое приводит к разрушению или просто к появлению трещин.

Холодные трещины наиболее часто возникают по причине закаливемости стали при быстром охлаждении и насыщении металла шва и зоны термического влияния (ЗТВ) водородом. Они, как правило, зарождаются по истечении некоторого времени после сварки и наплавки (замедленное разрушение) и развиваются в течение нескольких часов или даже суток.

Для оценки склонности металла к образованию холодных трещин используют понятие углеродного эквивалента. В настоящее время принято использовать ряд показателей [8–11]. Все они справедливы для определенных, причем довольно узких концентрационных диапазонов и скоростей охлаждения металла шва. В работе [12] систематизированы показатели углеродного эквивалента, предложенные разными авторами (табл. 1).

Таким образом, анализ проведенных работ показывает достаточно широкие диапазоны используемых коэффициентов, что обусловлено особенностями регрессионного описания влияния леги-



Таблица 1. Коэффициенты (обратные) в показателях углеродного эквивалента, предложенные различными авторами [12]

№ п/п	Автор	Год	C	Mn	Si	Cu	Ni	Cr	Mo	Nb	V	B
1	МИС	1967	1	6	—	15	15	5	5	—	5	—
2	Ito, Bessyo	1968	1	20	30	20	60	20	15	—	10	1/5
3	Ito, Bessyo	1968	1	20	25	20	40	10	15	—	10	—
4	Stout	1976	1	6	—	40	20	10	10	—	—	—
5	Graville	1976	1	16	—	—	50	23	7	8	9	—
6	Harasava	1977	1	6	—	15	15	5	5	—	5	—
7	Duren	1980	1	16	25	16	50	20	40	—	13	—
8	Yurioka	1982	1	6	24	13	40	6	4	5	5	1/10
9	Yurioka	1980	1	6	30	15	20	4	6	—	—	—
10	Yurioka	1981	1	6	24	15	20	5	5	5	5	1/5
11	Duren	1982	1	8	11	9	17	5	6	—	3	—
12	Terasaki	1984	1	3	—	4	8	10	3	—	—	1/5
13	Cottrell	1984	1	6	—	—	—	5	5	4×C	3	—
14	Susuki	1985	1	6	24	15	15	5	5	—	3	1/15
15	Yurioka	1987	1	6	24	15	12	8	4	—	—	—
16	Yurioka	1987	1	5	24	10	18	5	2,5	3	3	—
17	Yurioka	1987	1	3,6	—	20	9	5	4	—	—	—

рующих элементов на сопротивление образованию холодных трещин. Недостатком применения такого подхода является невозможность прямого экспериментального определения углеродного эквивалента и его сравнения с расчетными значениями.

Целью настоящей работы является установление взаимосвязи предложенного математического описания критерия оценки свариваемости стали с углеродным эквивалентом и проверка его экспериментальным путем.

Известно, что холодные трещины возникают в металле ЗТВ при наличии трех условий: образования закалочных микроструктур; наличия диффузионного водорода и растягивающих напряжений. В основу математического подхода к описанию углеродного эквивалента было положено предположение, что свариваемость можно оценить по показателю, определяющему, какое минимальное критическое время охлаждения необходимо, чтобы в металле шва образовалось 100 % мартенсита. Традиционно для оценки свариваемости сталей используют показатели образования 50 или 90 % мартенсита. В данной работе используется показатель критического времени образования 100 % мартенсита, в связи с достаточно наглядным его положением на термокинетической диаграмме распада аустенита (рис. 1).

Расчет углеродного эквивалента основан на правиле аддитивности [13], в соответствии с которым прием, что τ является некоторым инкубационным (подготовительным) периодом, зави-

сящим от температуры и химического состава материала и показывающим, что превращение еще не началось. Разделяя кривую сварочного охлаждения на отдельные участки длительностью dt , доля инкубационного времени на каждом шаге выражается как функция dt/τ . Если превращение полностью прошло, то, проинтегрировав все эти участки dt/τ , получим 1. Кстати, такой ход рассуждений иногда используют при преобразовании ТТТ-диаграммы в ССТ-диаграмму распада аустенита.

Условие, при котором превращение не идет, выражается следующим образом:

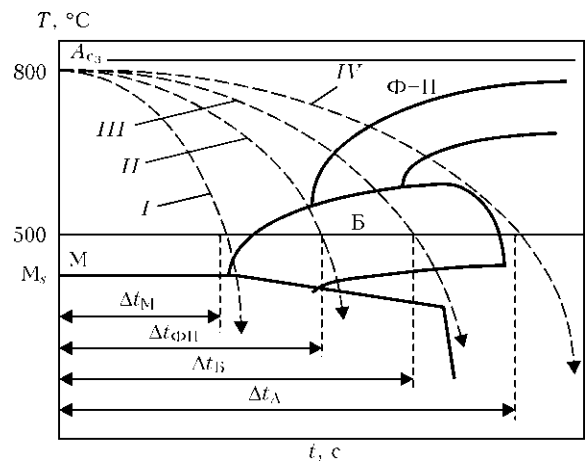


Рис. 1. Определение критического времени охлаждения при образовании мартенситной, бейнитной и ферритно-перлитных структур по ССТ-диаграмме



$$\int_0^{t_e} \frac{dt}{\tau} \leq 1. \quad (1)$$

Таким образом, превращение заканчивается, когда левая часть уравнения (1) становится равной не более 1, а структура стали составляет 100 % мартенсита.

Из этого уравнения можно определить критическое время охлаждения, при котором значение левой части равно 1, при интегрировании от $t = 0$, когда температура сварного шва достигает точки $T = A_{e3}$, до $t = t_e$ при температуре $T = M_s$, температуре начала мартенситного превращения.

Кривая охлаждения I на рис. 1 соответствует случаю, когда уравнение (1) равно 1. Положение кривой I на рис. 1 соответствует критической скорости охлаждения, при которой структура ЗТВ состоит из 100 % мартенсита. Это означает, что критическое время охлаждения Δt_M определяется скоростью охлаждения от температуры 800 до 500 °С вдоль кривой I охлаждения аустенита. Если инкубационное время τ задается как функция химического состава стали, то углеродный эквивалент можно определить с помощью уравнения (1). Кроме того, если формула будет содержать зависимости τ от других факторов (например размера аустенитного зерна), то можно оценить степень их влияния на углеродный эквивалент, что в большинстве случаев не учитывается.

Для того чтобы установить влияние химического состава на Δt_M модифицируем уравнение (1)

$$\int_0^{t_e} \frac{dt}{\tau} = \int_{A_{e3}}^{M_s} \frac{1}{\tau} \left(\frac{dt}{dT} \right) dT = 1, \quad \frac{dt}{dT} \approx \frac{\Delta t_M}{300}, \quad (2)$$

$$\Delta t_M = 300 \int_{A_{e3}}^{M_s} \frac{dT}{\tau}. \quad (3)$$

Оценить закаливаемость металла ЗТВ можно по следующему уравнению:

$$\ln(\Delta t_M) = A \cdot CE_M + B, \quad (4)$$

где A, B — константы, а индекс «М» относится к мартенситу. С учетом выражения (3) уравнение (4) примет следующий вид:

$$\ln(\Delta t_M) = \ln(300) - \ln \left[\int_{A_{e3}}^{M_s} \frac{dT}{\tau} \right]. \quad (5)$$

Из сопоставления уравнений (4) и (5) видно, что углеродный эквивалент соответствует линейному члену, который получится, если второй член

уравнения (5) разложить в ряд Тейлора по каждому элементу:

$$A_X = \frac{\partial}{\partial X} \left[\ln \left(\int_{A_{e3}}^{M_s} \frac{dT}{\tau} \right) \right],$$

где $X = (C, Si, Mn, Mo$ и т. д.).

Тогда углеродный эквивалент можно выразить в виде

$$\ln(\Delta t_M) = \ln(300) - \{A_C(C - C_0) + A_{Si}(Si - Si_0) + A_{Mn}(Mn - Mn_0) + \dots\} = C_0 - A_C CE_M. \quad (6)$$

Сопоставив левую и правую части уравнения (6), получим

$$C_0 = \ln(300)A_C C_0 + A_{Si}Si_0 + A_{Mn}Mn_0 + \dots, \quad (7)$$

$$CE_M = C + \frac{A_{Si}}{A_C}Si + \frac{A_{Mn}}{A_C}Mn + \dots,$$

где C_0, Si_0, Mn_0 и т. д. — концентрации, соответствующие концентрациям, при которых ряд Тейлора выполняется; CE_M — выражение для углеродного эквивалента, которое может быть вычислено.

Для определения CE_M с помощью уравнения (7) необходимо знать выражения для τ, A_{e3} и M_s . В качестве таких были выбраны выражения, предложенные в работах [14, 15]:

$$\tau = \frac{\exp(83500/RT)}{2^{N/8}(A_{e3} - T)^3} (60C + 90Si + 160Cr + 200Mo), \quad (8)$$

$$A_{e3} = 1185 - 203\sqrt{C} = 15,2Ni + 44,7Si + 104V + 13,5Mo + 13,1W - 30Mn - 11Cr - 20Cu + 700P + 400Al + 120As + 400Ti, \quad (9)$$

$$M_s = 831 - 474C - 33Mn - 17Ni - 17Cr - 21Mo. \quad (10)$$

В приведенных выше уравнениях T — температура, °С; N — балл зерна по ASTM; R — газовая постоянная, равная 8,31 Дж/(моль·К).

В работах [14, 16] для точки, в окрестностях которой проводят разложение в ряд Тейлора, были получены следующие коэффициенты: $C_0 = 0,46$; $Si_0 = 0,23$; $Mn_0 = 0,78$; $Ni_0 = 0,27$; $Cr_0 = 0,26$; $Mo_0 = 0,1$; $Cu_0 = 0,1$.

В результате уравнение для углеродного эквивалента приобретает следующий вид:

$$CE_M = C + \frac{1}{38}Si + \frac{1}{6,0}Mn + \frac{1}{12}Ni + \frac{1}{1,8}Cr + \frac{1}{2,3}Mo + \frac{1}{9,1}Cu. \quad (11)$$

Результаты вычислений коэффициентов в уравнении углеродного эквивалента и их соответс-



Таблица 2. Сравнение расчетных коэффициентов (уравнение 11) углеродного эквивалента с литературными данными

Элемент	A_x	A_x/A_c	МИС [9]	Ито [10]	Юрикоа [17]
C	-3,02	1	1	1	1
Si	-0,08	1/38	1/24	1/25	1/24
Mn	-0,50	1/6,0	1/6	1/20	1/6
Ni	-0,25	1/12	1/15	1/40	1/12
Cr	-1,64	1/1,8	1/5	1/10	1/8,0
Mo	-1,30	1/2,3	1/5	1/15	1/4,0
Cu	-0,33	1/9,1	1/15	1/20	1/15
V	—	—	1/5	1/10	—

твие литературным данным приведены в табл. 2. Анализ результатов показывает хорошее соответствие расчетных коэффициентов с коэффициентами, предложенными МИС и Юрикоа с соотр.

Таким образом, предложенный подход к оценке свариваемости по склонности к образованию холодных трещин, основанный на оценке критического времени, необходимого для прохождения

100 % мартенситного превращения, с одной стороны, подтверждается математически, а с другой — имеет понятный физический смысл. Парадоксально, но смысл заключается в том, что чем меньше подготовительного времени необходимо для образования 100%-й мартенситной структуры (т. е. чем выше критическая скорость охлаждения), тем лучше свариваемость и выше сопротивление образованию холодных трещин. Это свидетельствует о том, что подготовительные процессы, связанные с образованием холодных трещин имеют кинетический (диффузионный) характер, и напрямую связаны с перераспределением водорода в металле шва. В случае малого инкубационного периода (1...10 с) образования мартенсита водород быстро фиксируется в металле шва, однако его локальная концентрация оказывается не достаточной для инициирования образования холодных трещин. В случае длительного инкубационного периода образования мартенсита (1000...2000 с) времени оказывается вполне достаточно для охрупчивания свариваемого металла в результате действия водорода. При малом ин-

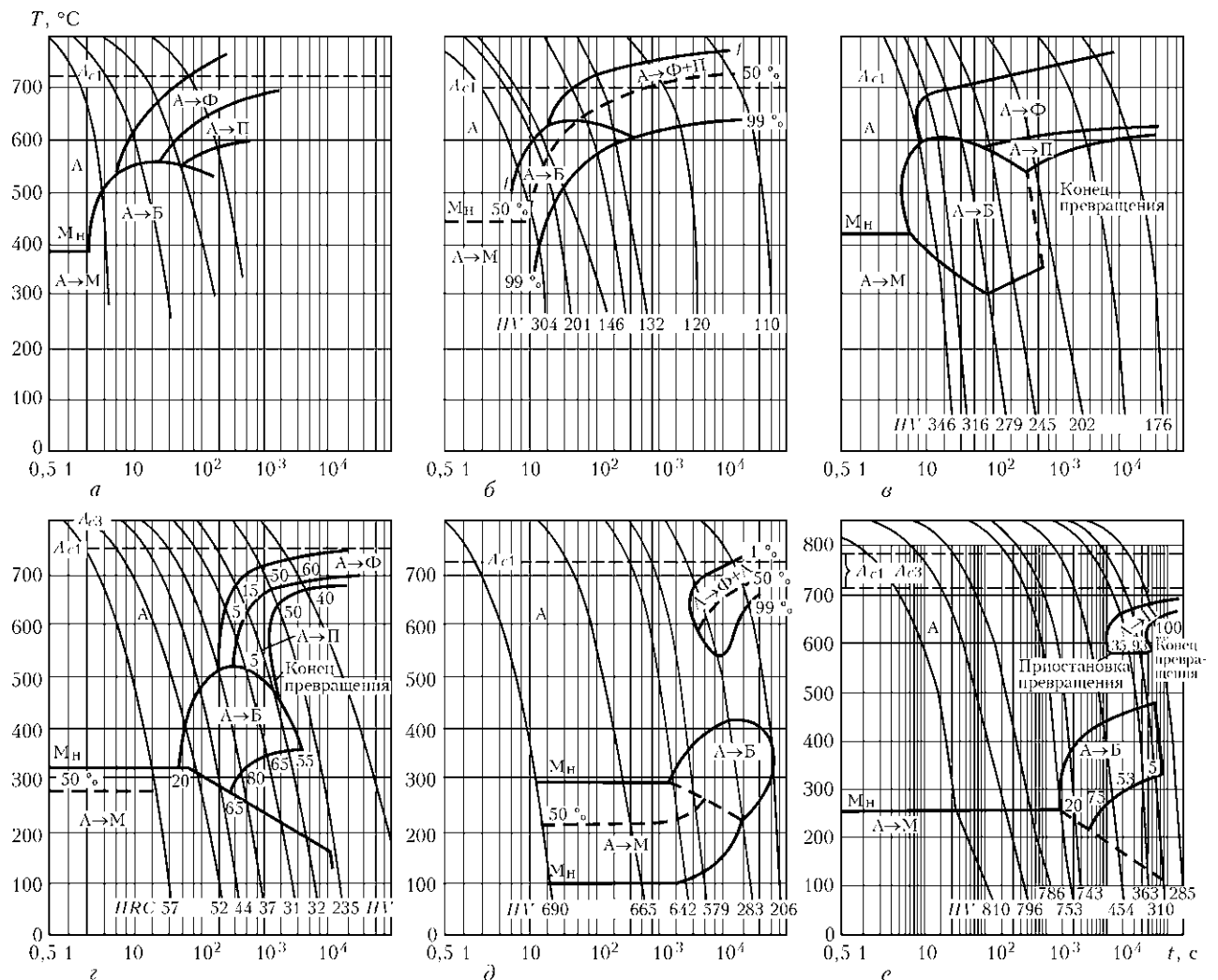


Рис. 2. Термокинетические диаграммы распада аустенита исследуемых сталей [18]: а — 17Г1С; б — 10Г2С; в — 16Г2АФ; г — 35ХМ; д — 35ХГСМ; е — 50ХНМ



Таблица 3. Химический состав и температуры точек превращения исследуемых сталей

Марка стали	Свариваемость	Химический состав сталей, мас. %						
		C	Si	Mn	Cr	V	Mo	Ni/B
17Г1С	Хорошая	0,17	0,60	1,48	—	—	—	—
10Г2С	»	0,08	0,35	1,45	—	—	—	0,006
16Г2АФ	Удовлетворительная	0,17	0,36	1,44	—	0,11	—	—
35ХМ	Ограниченная	0,37	0,30	0,79	1,0	—	0,18	—
35ХГСМ	Плохая	0,39	1,49	1,41	0,74	—	0,51	—
50ХНМ	»	0,52	0,29	—	1,09	0,14	0,43	1,72

Окончание табл. 3

Марка стали	Свариваемость	Температура, °С				Δt_M , с	CE_M , % (МИС)
		A_1	A_3	M_s	T_n		
17Г1С	Хорошая	730	—	390	1130	2	0,44
10Г2С	»	700	850	440	880	4	0,37
16Г2АФ	Удовлетворительная	700	830	425	950	6	0,45
35ХМ	Ограниченная	750	—	320	850	60	0,75
35ХГСМ	Плохая	725	857	290	885	2000	0,94
50ХНМ	»	710	790	260	950	2000	0,98

кубационном периоде, но последующей длительной выдержке в зависимости от типа формирующейся микроструктуры возможно постепенное перераспределение водорода, что и вызывает эффект замедленного разрушения.

В заключении экспериментально проверим принятое нами допущение (уравнение (4)). Для этих целей выберем стали исходя из их свариваемости, а именно: хорошо сваривающиеся стали (17Г1С, 10Г2С), удовлетворительно сваривающиеся (16Г2АФ), ограниченно сваривающиеся (35ХМ), плохо сваривающиеся (35ХГСМ, 50ХНМ) [19]. Термокинетические диаграммы распада аустенита этих сталей приведены на рис. 2. Химический состав и характерные температуры критических точек приведены в табл. 3.

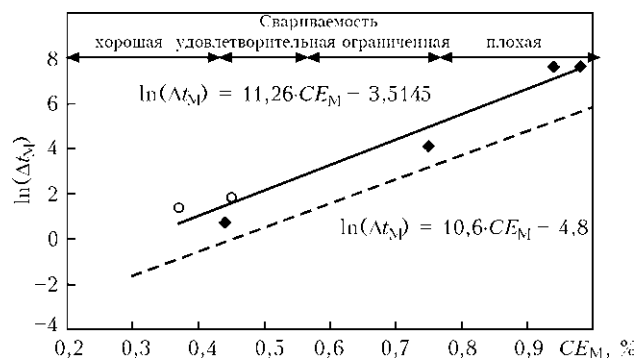


Рис. 3. Влияние углеродного эквивалента рассмотренных сталей на функцию времени начала мартенситного превращения: точки — экспериментальные значения; сплошная кривая — расчетная; штриховая — кривая из работы [20]

Анализ результатов табл. 3 и рис. 3 показал, что зависимость, предложенная в уравнении (4), справедлива. Экспериментально установлены коэффициенты уравнения (4): $A = 11,26$ и $B = - 3,51$. Данные коэффициенты находятся в хорошем соответствии с уравнением, принятым в работе [20] для численной оценки свариваемости низколегированных сталей, а некоторое несоответствие объясняется различием в формулах, принятых для расчета самого углеродного эквивалента.

Преимущество предложенного критерия оценки свариваемости сталей, с одной стороны, заключается в том, что он может быть определен непосредственно в ходе эксперимента, а с другой — термокинетическая диаграмма распада аустенита сварного шва уже учитывает как технологические особенности сварки (вид и режимы сварки), так и ее металлургические параметры (химический состав, влияние сварочной проволоки, флюса или защитного газа, влияние примесных или легирующих элементов, неметаллических включений и пр.).

Таким образом, предложенный новый критерий оценки свариваемости сталей может быть математически сведен к традиционному параметру оценки свариваемости сталей — углеродному эквиваленту. Предложенная математическая зависимость нового критерия от углеродного эквивалента была проверена экспериментальным путем.

1. ISO 581:1980. Weldability. — Definition. General information.
2. BS 499-1:2009. Welding terms and symbols. Glossary for welding, brazing and thermal cutting.



3. DIN 8528. Pt 1. Weldability of metallic materials; concepts.
4. Российский ГОСТ 29273-92 (ИСО 581-80). Свариваемость. Определение.
5. Гривняк И. Свариваемость сталей. — М.: Машиностроение, 1984. — 216 с.
6. Yushchenko K. A., Derlomenko V. V. Weldability of materials. — S. 1. [2007]. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. VI-842-07. Pt1.
7. Ющенко К. А., Дерломенко В. В. Анализ современных представлений о свариваемости // Автомат. сварка. — 2005. — № 1. — С. 9-13.
8. Olson G. B., Cohen M. A general mechanism of martensitic nucleation. Pt. I-III // Metallurgical Trans. A. — 1976. — 7. — P. 1897-1923.
9. The IIV formula for carbon equivalent // Techn. Rep. — S. 1. [1967]. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. IX-535-67).
10. Ito I., Bessyok K. Cracking parameter of high strength steels related to HAZ cracking // JWES. — 1968. — 37, № 9. — P. 983-991.
11. Yurioka N., Ohsita S., Tamehiro H. Pipe-line welding in the 80s // AWRA symp., March, 1981.
12. Lundin C. D., Gill T. P., Qiao C. Y. Carbon equivalence and weldability of microalloyed steels. — S. 1., 1991. — 247 p. — (SSC-357, AD-A234-850).
13. Scheil E. Nucleation period of austenite transformation // Arch. Eisenhuettenwesen. — 1935. — № 12. — P. 565-567.
14. Kirkaldy J. S., Thomson B. A., Bagaries E. A. Hardenability concept with application to steel / Ed. D. V. Doane, J. S. Kirkaldy. — Warrendale: AIME, 1978. — 82 p.
15. Seyffarth P. Schweiß-ZTU-Schaubilder. — VEB, Berlin: Verlag Technik, 1982. — 152 S.
16. Tadashi K., Yuji H. Carbon equivalent to assess hardenability of steel and prediction of HAZ hardness distribution // Nippon Steel Techn. Rep. — 2007. — № 95. — P. 53-61.
17. Prediction of HAZ hardness of ferritic steels / N. Yurioka, M. Okumura, T. Kasuya, H. Cotton // Metal Constr. — 1987. — № 19. — P. 217-223.
18. Попова Л. Е., Попов А. А. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-раствора в сплавах титана: Справочник термиста. — 3-е изд. перераб. и доп. — М.: Металлургия, 1991. — 503 с.
19. Справочник сварщика / Под ред. В. В. Степанова. — 3-е изд. — М.: Машгиз, 1974. — 520 с.
20. Xavier C. R., Delgado Junio H. G., de Castro J. A. Numerical evaluation of the weldability of the low alloy ferritic steels T/P23 and T/P24 // Mat. Res. — 2011. — 14, № 1. — P. 73-90.

A new criterion is proposed for cold cracking susceptibility of HAZ metal of joints on hardenable steels, based on allowing for the kinetics of austenite decomposition and experimental determination of the incubation period of the start of martensite transformation. It is shown that this criterion can be mathematically reduced to the traditional parameter for assessment of such a weldability of hardenable steels — the carbon equivalent. A mathematical dependence of the new criterion on the value of carbon equivalent is proposed, which was verified experimentally.

Поступила в редакцию 08.05.2012

НОВАЯ КНИГА

О. В. Білоцький. Високотемпературна рентгенографія фазових перетворень у металевих матеріалах. — К.: Міжнародна асоціація «Зварювання», 2012. — 222 с.

В монографії на основі системних досліджень изложены впервые разработанные методические основы и результаты особенностей кинетики фазовых превращений в лучах высокотемпературной рентгенографии металлических материалов. Кинематографические съемки осуществлены на оригинальных конструкциях рентгеновского оборудования. Это обеспечило возможность регистрации полиморфных превращений, диффузионных процессов и изучения температурно-временных условий последовательности образования и распада твердых растворов и химических соединений. Показана доминирующая роль и значение изменений химического состава и физического состояния фазовых составляющих сплавов во время термической и химико-термической обработки как средства управления их структурой и свойствами.

Для научно-технических работников, разрабатывающих новые материалы и изучающих их строение и свойства, а также преподавателей, аспирантов и студентов вузов соответствующих специальностей.



По вопросам реализации просьба обращаться в редакцию журнала «Автоматическая сварка».