



УДК 669.187.2

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУР ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ВЫСОКОПРОЧНЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЯХ

Г. М. Григоренко, В. А. Костин

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины
03680, г. Киев, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Для повышения уровня надежности сварных конструкций, выполненных дуговыми способами сварки, требуется создание новых комбинаций низколегированной стали–сварочного флюса–порошковой проволоки, обеспечивающих оптимальное сочетание прочности, пластичности и ударной вязкости, особенно при отрицательных температурах. Введение в жидкий металл элементов, заметно влияющих на кинетику распада аустенита при кристаллизации и охлаждении металла шва, позволяет управлять микроструктурой металла шва, формируя комплекс высокопрочных и высоковязких микроструктур. Цель данной работы состояла в анализе влияния металлургических факторов на формирование микроструктуры при кристаллизации и охлаждении металла высокопрочных низколегированных сталей из жидкого состояния и создании регрессионной модели структурообразования на основе температур образования фаз. В работе использовались методики световой, растровой микроскопии, имитации термомеханических процессов сварки на установке Gleeble 3800. Установлено влияние легирования жидкой ванны марганцем и титаном, активности сварочных флюсов на микроструктуру швов, определено влияние этих параметров на температуры образования фаз. Установлено, что для дуговой сварки под флюсом легирование металла жидкой ванны марганцем и титаном целесообразно проводить при использовании керамического флюса основного типа ($I_{\text{гп}_0} = -1,70$) для получения оптимального соотношения продуктов промежуточного превращения (игльчатого феррита и нижнего бейнита). Создана компьютерная программа и получены регрессионные уравнения температур образования структурных составляющих в металле швов. Данная работа представляет практическую ценность для специалистов, занимающихся разработкой новых сварочных материалов и изучением свариваемости высокопрочных низколегированных сталей. Библиогр. 12, табл. 3, ил. 6.

Ключевые слова: низколегированные стали; сварочная ванна; керамический флюс; фазовые превращения; микроструктура; феррит; бейнит; уравнения регрессии

Для обеспечения длительного ресурса работы морских буровых платформ, мостовых ферм, магистральных нефте- и газопроводов, корпусов морских судов требуются разработка и внедрение новых высокопрочных низколегированных сталей и способов их соединения, основным из которых при производстве конструкций из этих сталей является электродуговая сварка под флюсом. Для повышения уровня надежности сварных конструкций, выполненных дуговыми способами сварки, необходимо создание новых комбинаций низколегированной стали (сварочного флюса–порошковой проволоки), обеспечивающих оптимальное сочетание прочности, пластичности и ударной вязкости, особенно при отрицательных температурах.

В настоящее время для этих целей широко применяются высокопрочные низколегированные стали 10ХСНД, 14ХГНДЦ, 12ХН2МДФ (АБ1). Большинство сталей этого класса получают по режиму контролируемой прокатки и контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением в интервале температур от 1200...1100 до 700...780 °С. В результате формирования в них мелко-

зеренной феррито-перлитной и феррито-бейнитной структур обеспечивается высокий уровень механических и вязких свойств.

Большое количество работ посвящено металлургическому влиянию флюсов на расплавленный металл сварочной ванны [1–3]. С учетом концепции, предложенной в работе [4], об активном металлургическом влиянии флюса на расплавленный металл разработаны флюсы, в которых кремнийвосстановительные реакции, вызывающие снижение механических свойств металла швов, подавляются за счет введения таких непроводящих оксидов, как FeO (плавленый флюс АН-17 и агломерированные флюсы АНК-47, АНК-561) или TiO₂ и ZrO₂ (плавленый флюс АН-47). Флюсы этого типа отличаются хорошими сварочно-технологическими свойствами, обеспечивают достаточно высокую стойкость металла против образования холодных трещин и пониженное содержание диффузионного водорода в наплавленном металле [5].

Одним из путей снижения интенсивности кремнийвосстановительных процессов может служить введение



Таблица 1. Химический состав основного металла и сварочной проволоки, мас. %

Материал	C	Si	Mn	Ni	Mo	Cu	Cr	V	Al	S	P
Основной металл 12ХН2МДФ	0,12	0,253	0,44	2,16	0,27	0,47	0,8	0,02	0,01	0,005	0,010
Сварочная проволока Св-08Г1НМА	0,10	0,050	1,01	Н/о	Н/о	Н/о	Н/о	Н/о	Н/о	0,012	0,009

Примечание. Здесь Н/о — не обнаружено.

в состав флюса веществ (бор, титан, церий, цирконий, калий, кальций, магний), характеризующихся повышенной поверхностной активностью на границе металл-шлак. К флюсам такого типа можно отнести, например, агломерированный флюс 48АНК-54 (ТУ ИЭС-455–84 DIN 32 522: BFB 155 DC 8 HP 5). Его уникальные металлургические характеристики позволили специалистам ЦНИИ КМ «Прометей» рекомендовать флюс для изготовления конструкций плавучих буровых установок [6].

Введение в жидкий металл элементов, заметно влияющих на кинетику распада аустенита при кристаллизации и охлаждении металла шва, позволяет управлять микроструктурой металла шва, формируя комплекс высокопрочных и высоковязких микроструктур (игольчатый феррит и нижний бейнит), обеспечивающих оптимальное сочетание физико-механических свойств и приближающихся к свойствам основного металла, что способствует созданию качественных неразъемных соединений.

В последнее время при исследовании кинетики распада аустенита у разных классов сталей и сплавов широкое применение нашли уникальные комплексы моделирования фазовых превращений Gleeble [7]. Использование комплексов Gleeble 3800 позволяет моделировать широкий диапазон металлургических процессов — кристаллизации, сварки, прокатки, термообработки. Эта система дает возможность имитировать реальное поведение металла при нагреве и охлаждении металла по термическому циклу сварки с построением диаграмм структурно-фазовых превращений.

Представляет определенный интерес для прогнозирования влияния термического цикла охлаждения на микроструктуру металла шва и ЗТВ высокопрочных низколегированных сталей построение термокинетических диаграмм распада аустенита (диаграмм АРА) со скоростями $W_{8/5}$ примерно 1...60 °C/c (в интервале температур фазовых превращений 800...500 °C), характерных для режимов контролируемой прокатки, прокатки

с ускоренным охлаждением и дуговых способов сварки под флюсом.

Нахождение оптимального сочетания основного металла, проволоки и сварочных флюсов оказывается достаточно трудоемкой и материалозатратной задачей. Вместе с тем помощь в ее решении могут оказать математические методы прогнозирования структурно-фазового состава металла сварных швов.

Цель данной работы заключалась в анализе влияния металлургических факторов (химического состава, скорости охлаждения, активности флюсов) на формирование микроструктуры при кристаллизации и охлаждении металла высокопрочных низколегированных сталей из жидкого состояния и создании регрессионной модели структурообразования на основе температур образования фаз.

В качестве объекта исследования выбрана высокопрочная низколегированная сталь 12ХН2МДФ, дополнительно легированная марганцем и титаном.

С точки зрения минимизации энерго- и ресурсозатрат микроструктуру сварных швов получали по следующей методике.

Сварку выполняли на постоянном токе (полярность обратная) по режиму: $I_{св} = 700...720$ А; $U_{д} = 35...36$ В; $v_{св} = 6,9...7,0$ мм/с. Погонная энергия сварки $Q_{п}$ составляла 8,4...9,0 кДж/см. В жидкий металл сварочной ванны марганец и титан вводили через порошковую проволоку Св-08Г1НМА диаметром 4 мм, в сердечник которой подавали металлический порошок ферромарганца или ферротитана.

Расплавленный металл ванны взаимодействовал с керамическими флюсами различной окислительной способности (кислым $lg\pi_0 = -0,83$; нейтральным $lg\pi_0 = -1,25$ и основным — $lg\pi_0 = -1,70$).

Кислородный потенциал флюса рассчитывали в соответствии с формулой [8]:

$$\pi_0 = -RT \ln P_{O_2},$$

где R и T — универсальная газовая постоянная (8,31 Дж/моль·К) и температура (К); P_{O_2} — парциальное давление кислорода над расплавом шлака.

Химический состав основного металла и сварочной проволоки приведен в табл. 1

Из закристаллизовавшегося металла жидкой ванны вырезали поперечные образцы для исследования микроструктуры, фазового состава и построения диаграмм АРА (рис. 1).

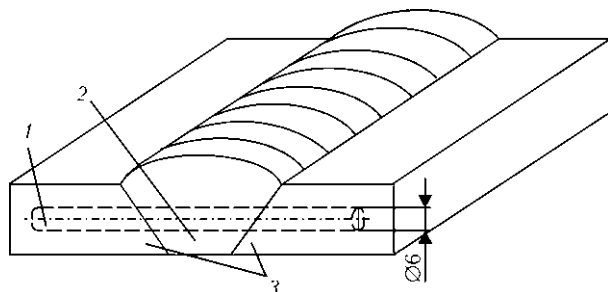


Рис. 1. Схема вырезки образцов-имитаторов для испытания на установке Gleeble: 1 — место вырезки образца; 2 — сварной шов; 3 — свариваемые пластины



Таблица 2. Химический состав металла образцов, легированных марганцем и титаном, мас. %

№ образца	C	Mn	Si	S	P	Al	Ti	Cr	Mo	Ni	Cu(V)	Nb	O	Тип флюса
1	0,072	0,66	0,323	0,009	0,010	0,008	<0,002	0,24	0,19	1,23	0,41	<0,002	0,112	Кислый
2	0,060	0,85	0,174	0,010	0,010	0,011	<0,002	0,24	0,18	1,22	0,40	<0,002	0,056	Нейтральный
3	0,069	0,93	0,135	0,007	0,011	0,016	<0,002	0,27	0,19	1,27	0,42	<0,002	0,035	Основной
4	0,078	0,43	0,437	0,008	0,009	0,012	0,027	0,24	0,19	1,22	–	<0,002	0,101	Кислый
5	0,073	0,48	0,227	0,007	0,010	0,019	0,084	0,25	0,19	1,24	–	<0,002	0,054	Нейтральный
6	0,075	0,54	0,181	0,006	0,009	0,028	0,127	0,25	0,19	1,23	–	<0,002	0,032	Основной
7	0,087	1,38	0,453	0,009	0,010	0,021	0,013	0,24	0,10	0,38	0,013	0,013	0,152	Кислый
8	0,081	1,45	0,331	0,004	0,010	0,026	0,017	0,25	0,11	0,39	0,017	0,015	0,035	Нейтральный
9	0,087	1,59	0,247	0,002	0,010	0,033	0,021	0,27	0,12	0,37	0,04	0,020	0,023	Основной

Химический состав металла исследованных образцов приведен в табл. 2. В образцах № 1–3 жидкую ванну легировали марганцем через порошковую проволоку, сердечник которой состоял из ферромарганца. В образцах № 4–6 ванну легировали титаном, ее сердечник состоял из ферротитана. В образцах 7...9 жидкую ванну одновременно легировали марганцем и титаном путем использования двух порошковых проволок различного состава.

Металлографические исследования проводили при помощи светового микроскопа «Neophot-32» при увеличении $\times 500$. Микроструктуру определяли путем травления в нитале (4%-м растворе азотной кислоты в спирте). Твердость измеряли на твердометре системы «Виккерс» при нагрузке 50 Н. Подсчет структурных составляющих осуществляли методом полей по ГОСТ 8233–56.

Для анализа влияния марганца и титана на структурные превращения, а также последующего создания регрессионной модели кинетики распада аустенита в процессе непрерывного охлаждения металла швов высокопрочных низколегированных сталей использовали установку моделирования термического цикла сварки Gleeble 3800.

Характер изменения температур фазовых превращений изучали на цилиндрических образцах диаметром 6 и длиной 86 мм, которые нагревали в установке Gleeble 3800 до температуры 1350 °C со скоростью 150 °C/с. После выдержки в течение 10 мин их охлаждали в соответствии с заданными термическими циклами, характерными для базовых режимов дуговой сварки высокопрочных низколегированных сталей под керамическими флюсами со скоростями от $W_{8/5} = 1, 5$ и 10 °C/с.

Обработку результатов дилатометрического анализа и построение диаграмм производили по общепринятой методике. Количественный расчет соотношения продуктов превращения выполняли по дилатометрическим кривым методом отрезков [9].

Количество структурных составляющих приведено в табл. 3. Микроструктура отдельных исследованных образцов представлена на рис. 2.

На основании полученных результатов построены термокинетические диаграммы распада аустенита для швов с различным содержанием марганца и титана, определены температуры фазовых превращений (рис. 3).

Таблица 3. Количество структурных составляющих в образцах, легированных марганцем и титаном, %

№ образца	Тип легирования	Тип флюса	Ферриты					Полиэдрический	Видманштеттовый
			Игольчатый	Полигональный	Пластинчатый				
					С неупорядоченной 2-й фазой	С упорядоченной 2-й фазой			
1	Марганец	Кислый	49,5	2,0	17,0	5,0	26,5	–	
2		Нейтральный	48,0	9,5	9,0	3,5	30,0	–	
3		Основной	81,5	13,5	3,0	–	2,0	–	
4	Титан	Кислый	15,0	13,0	30,0	6,0	16,0	20	
5		Нейтральный	10,0	20,0	–	–	50,0	16	
6		Основной	23,5	10,5	21,5	7,5	29,0	8	
7	Марганец + титан	Кислый	12,0	11,0	5,0	5,0	17,0	29	
8		Нейтральный	18,0	10,0	6,0	6,0	7,0	18	
9		Основной	20,0	10,0	6,0	7,0	18,0	24	

Примечание. Содержание перлита в образце № 5 составляет 4 %.

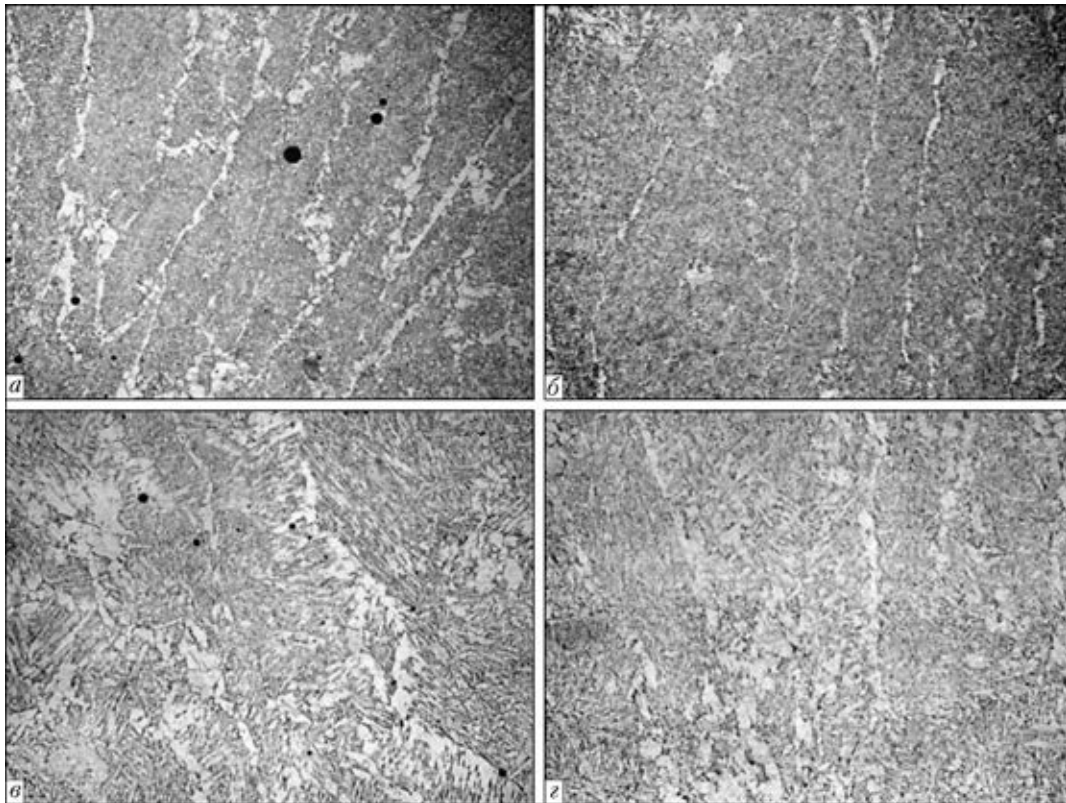


Рис. 2. Микроструктура ($\times 200$) швов, легированных марганцем: *a* — образец № 2; *б* — образец № 3; титаном: *в* — образец № 5; *г* — образец № 6 (световая металлография)

Установлено влияние содержания марганца и титана на область ферритных и бейнитных превращений (рис. 4).

Анализ полученных результатов показал, что во всех исследованных образцах превращение переохлажденного аустенита происходит в ферритной и бейнитной областях, однако в образцах с повышенным содержанием марганца (образец № 9) температура превращения сдвигается в мартенситную область, а в образцах с титаном — повышается аномально высоко.

Установлено влияние характера раскисления ванны металла на формирование микроструктуры.

Использование кислого флюса ($lg\pi_0 = -0,83$) приводит к тому, что увеличение содержания марганца способствует уменьшению массовой доли феррита (от 39

до 24 %), а повышение содержания титана увеличивает количество феррита. В образцах, легированных марганцем, зафиксировано низкотемпературное (мартенситное) превращение с температурой начала около 400 °С. С возрастанием содержания титана значение температуры начала бейнитного превращения повышается, а окончания — снижается, что приводит к расширению температурного интервала бейнитного превращения.

При использовании нейтрального флюса ($lg\pi_0 = -1,25$) увеличение массовой доли марганца в закристаллизованном металле приводит к снижению значений температуры начала и конца ферритного и бейнитного превращений, повышению содержания феррита различных форм (примерно до 40 %) и бейнитной составляющей (до 60 %). Добавка титана повышает температуру начала

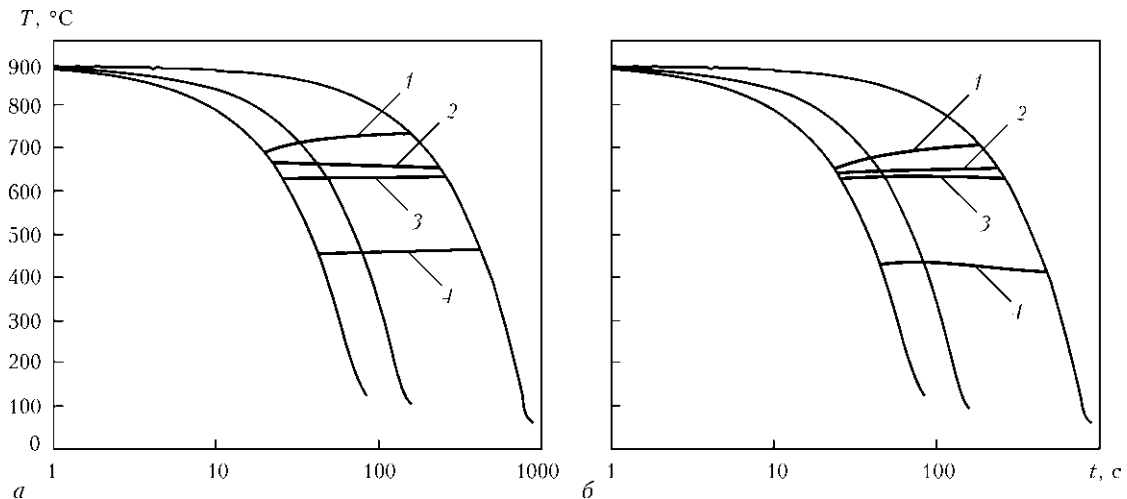


Рис. 3. Диаграмма распада аустенита образцов, легированных марганцем (образец № 2) (*a*); титаном (образец № 5) (*б*): 1, 2 — температуры соответственно начала $F_{нач}$ и окончания $F_{конц}$ ферритного; 3, 4 — соответственно начала $B_{нач}$ и окончания $B_{конц}$ бейнитного превращений

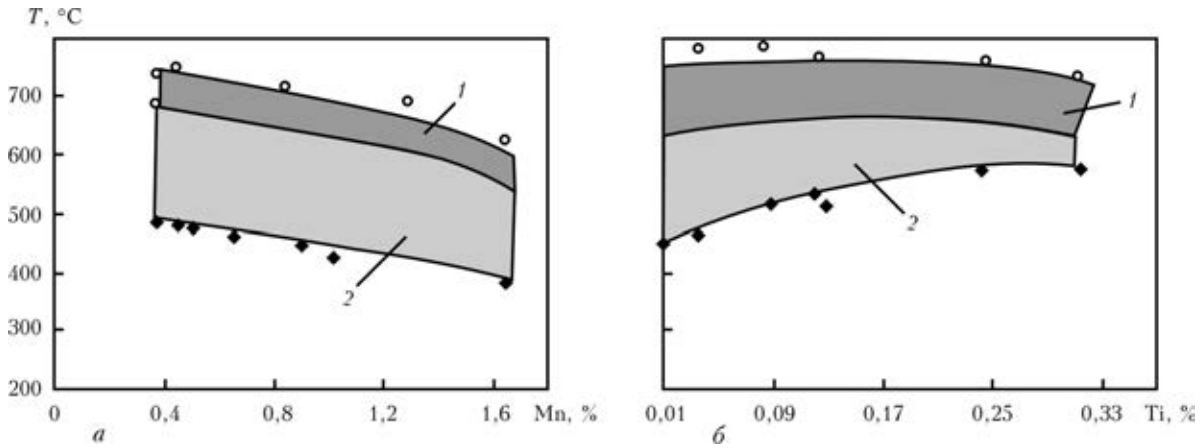


Рис. 4. Влияние марганца (а) и титана (б) на область ферритных (1) и бейнитных (2) превращений; ○ — F_s ; ● — F_f ; ◇ — B_s ; ◆ — B_f

и конца ферритного превращения, температура начала бейнитного превращения остается практически на том же уровне, а температура конца бейнитного превращения — повышается примерно на 50 °С. Количество феррита в образцах с титаном составляет 70...85 %, бейнита — приблизительно 10 %.

При использовании основного флюса ($lg p_0 = -1,70$) значения температуры превращения для всех типов легирования оказываются ниже, чем при использовании кислого или нейтрального. Особенностью при данном способе раскисления ванны является то, что ферритное и бейнитное превращения не разделяются на dilatометрической кривой — одно плавно переходит в другое и можно определить только значения температуры начала ферритного и конца бейнитного превращений.

Другой особенностью превращения аустенита при этом характере раскисления на образцах, легированных титаном, является предшествование традиционному превращению аустенита в феррит с температурой начала около 760...730 °С высокотемпературной стадии ферритного превращения с интервалом превращения 883...820 °С. При данном типе раскисления ванны формируется наибольшая доля игольчатого феррита (примерно 80 %) на образцах, легированных марганцем.

Полученные результаты легли в основу разработанной нами программы прогнозирования структурно-фазового состава металла высокопрочных легированных сталей.

Для моделирования диаграмм распада аустенита целесообразно применять регрессионный метод, позволяющий только на основании большого количества экспериментальных данных строить зависимости свойств материала от его состава, а также от параметров процесса сварки. В данной работе использован метод линейной регрессии, в котором строится зависимость температур фазовых превращений в стали от состава легирующих элементов.

В ходе работы предполагали линейную зависимость между искомыми параметрами (температурами фазовых превращений феррита и бейнита) и независимыми переменными. Уравнение линейной регрессии в таком случае будет имеет следующий вид:

$$\hat{T} = a_0 + \sum_i a_i x_i,$$

где T — температура фазового перехода; x — массовая доля примеси или легирующего элемента. Задача сводится к получению таких значений коэффициентов a , чтобы уравнение давало результаты, наиболее близкие к экспериментальным. Для этого на практике используют метод наименьших квадратов, в котором минимизируется сумма квадратов отклонений реальных T от их оценок \hat{T} , т. е. для N экспериментов

$$\sum_{k=1}^N (T_k - \hat{T})^2 \rightarrow \min.$$

Для решения задачи минимизации вводится функция неувязки

$$\eta(\vec{a}) = \sum_{k=1}^N (T_k - \hat{T}_k)^2,$$

условие минимума которой следующее:

$$\frac{\partial \eta(\vec{a})}{\partial a_i} = 0, \quad i = 1 \dots N.$$

В качестве одного из x_i может выступать некоторая функция скорости охлаждения, что повысит точность аппроксимации, а также позволит строить кривые охлаждения для любых значений этой скорости.



Рис. 5. Блок-схема программы; $M_{нач}$ — температура начала мартенситного превращения

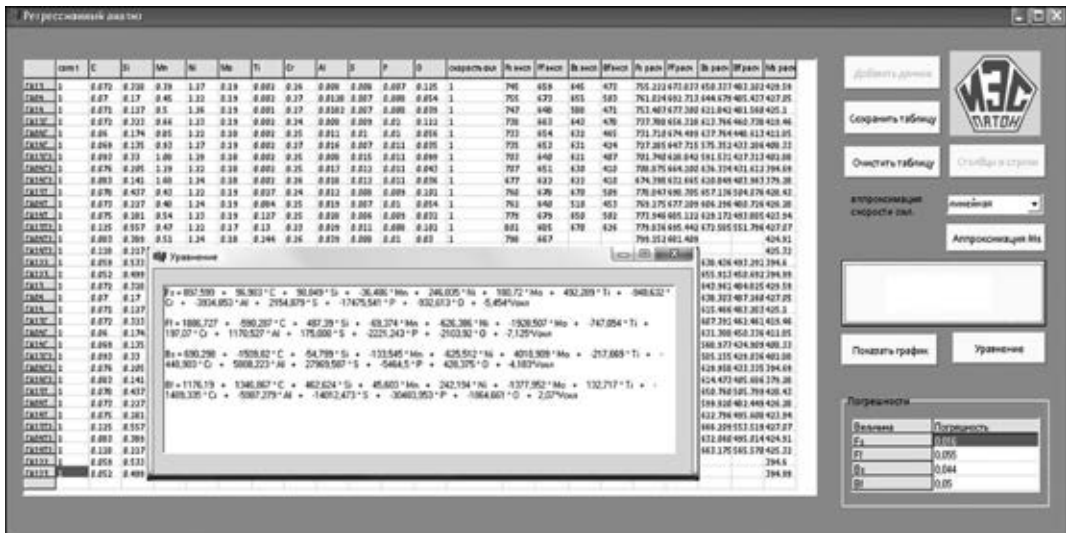


Рис. 6. Расчет коэффициентов регрессии

$$\hat{T} = a_0 + \sum a_i x_i + a_f(v_{охл})$$

Выбор функции зависит от характера зависимости \hat{T} от $v_{охл}$.

Матрицы, используемые в данной работе, очень плохо обусловлены. Число их обусловленности составляет около $1 \cdot 10^6$. Это приводит к тому, что погрешность стационарных методов оказывается недостаточной. Поэтому для решения системы линейных алгебраических уравнений в программе выбран метод наискорейшего спуска, с помощью которого удалось добиться нужной сходимости при небольших затратах времени и аппаратных средств.

В процессе исследования решено отказаться от использования статистических пакетов обработки данных в связи с необходимостью создания интерактивной системы построения диаграмм АРА.

В ходе работы разработали компьютерную программу, которая была реализована в среде программирования Borland C++ Builder (рис. 5).

В работах [10, 11] широко используют зависимости характерных температур превращения от состава стали:

$$M_{нач} (^\circ C) = 550 - 361 C - 39 Mn - 35 V - 20 Cr - 17 Ni - 10 Cu - 5 Mo - 5 W + 16 Co + 30 Al$$

$$F_{нач} (^\circ C) = 952 - 11,4 C - 114,0 Si - 40,0 Mn + 123,5 Ni + 106,9 Mo + 430,9 Ti - 620,2 Cr$$

$$V_{нач} (^\circ C) = 830 - 270 C - 90 Mn - 37 Ni - 70 Cr - 83 Mo$$

Анализ опубликованных диаграмм распада аустенита высокопрочных низколегированных сталей [12] показал, что в уравнениях регрессии необходимо учитывать функцию (линейную, обратную и логарифмическую) скорости охлаждения. Наименьшая ошибка аппроксимации возникает при использовании в уравнениях регрессии функции логарифма скорости охлаждения.

На основе разработанной нами программы были получены коэффициенты в уравнениях регрессии (рис. 6).

С учетом влияния скорости охлаждения уравнения регрессии для температуры начала $F_{нач}$ и конца $F_{конц}$ образования феррита имеют следующий вид:

ФЕРРИТ

$$F_{нач} = 951,958 - 11,417 C + 113,979 Si - 40,006 Mn + 123,58 Ni + 106,937 Mo + 430,932 Ti - 620,248 Cr - 3505,981 Al + 387,746 S - 13518,463 P - 814,93 O - 23,064 \ln(v_{охл});$$

$$F_{конц} = 1777,915 - 511,629 C + 415,446 Si - 41,669 Mn - 405,775 Ni - 1490,284 Mo - 397,754 Ti - 308,179 Cr - 1157,568 Al - 1356,6 S - 10797,556 P - 2015,366 O - 32,985 \ln(v_{охл}).$$

Уравнения регрессии для температуры начала $V_{нач}$ и конца $V_{конц}$ образования нижнего бейнита следующие:

НИЖНИЙ БЕЙНИТ

$$V_{нач} = 1505,269 - 941,454 C + 114,576 Si - 36,474 Mn - 56,25 Ni - 520,962 Mo + 471,667 Ti - 1333,198 Cr - 4561,955 Al + 9684,192 S - 27401,854 P - 1075,393 O - 10,712 \ln(v_{охл});$$

$$V_{конц} = 830,261 + 993,152 C + 172,65 Si - 10,501 Mn + 44,4 Ni - 135,229 Mo + 173,277 Ti - 798,445 Cr - 2993,493 Al - 5379,603 S - 16087,509 P - 918,007 O + 4,225 \ln(v_{охл}).$$

Сопоставление наших результатов по моделированию с результатами других исследователей показало их довольно хорошее соответствие. Погрешность аппроксимации не превышает 10 %.

На основании полученных уравнений можно прогнозировать структурно-фазовый состав металла шва и ЗТВ высокопрочных низколегированных сталей в зависимости от его химического состава и термического цик-



ла сварки в исследованном диапазоне скоростей охлаждения ($1 \dots 10 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$).

Заключение

В случае дуговой сварки под флюсом легирование металла жидкой ванны марганцем и титаном целесообразно проводить при использовании керамического флюса основного типа ($\lg\pi_0 = -1,70$) для получения оптимального соотношения продуктов промежуточного превращения (игольчатого феррита и бейнита). Повышение содержания марганца в закристаллизованном металле приводит к изменению микроструктуры с феррито-перлитной на феррито-бейнитную в результате смещения температур на диаграмме термодинамического превращения в промежуточную область. Легирование металла титаном вызывает сокращение температурного диапазона ферритного превращения за счет повышения температуры начала образования бейнитных структур и расширение области диффузионных процессов. Полученные регрессионные уравнения температур образования характерных структурных составляющих в металле высокопрочных низколегированных сталей также могут быть использованы для корректировки режимов контролируемой прокатки — скоростей охлаждения и температурного интервала термической ($700 \dots 780 \text{ }^\circ\text{C}$) и термомеханической обработки сталей с целью дальнейшего улучшения их эксплуатационных характеристик.

1. Патон Е. О. Избранные труды. В 3 т. Т. 3. Сварка под флюсом. — Киев: Изд-во АН УССР, 1961. — 557 с.
2. *Металлургия дуговой сварки. Процессы в дуге и плавление электродов* / И. К. Походня, В. Н. Горпенюк, С. С. Милченко и др. — Киев: Наук. думка, 1990. — 224 с.
3. Головки В. В. Применение агломерированных флюсов при сварке низколегированных сталей (Обзор) // Автомат. сварка. — 2003. — № 6. — С. 37–41.
4. Подгаецкий В. В. Флюсы для механизированных способов сварки, защитные газы и сварочные проволоки сплошного сечения. — Киев: Наук. думка, 1976. — 230 с.
5. Походня И. К., Головки В. В. Флюсы для сварки низколегированных высокопрочных сталей, разработанные в ИЭС им. Е. О. Патона // Сварщик. — 1999. — № 1. — С. 8–9.
6. *Результаты сравнительных испытаний плавных и керамических флюсов, применяемых при сварке стали 12ХН2МДФ* / И. К. Походня, Д. М. Кушнерев, С. Д. Устинов и др. // Автомат. сварка. — 1987. — № 11. — С. 61–68.
7. Григоренко Г. М., Костин В. А., Орловский В. Ю. Современные возможности моделирования превращений аустенита в сварных швах низколегированных сталей // Там же. — 2008. — № 3. — С. 31–34.
8. Казачков Е. А. Расчеты по теории металлургических процессов. — М.: Металлургия, 1988. — 288 с.
9. Steven W., Mayer G. Continuous-cooling transformation diagrams of steels. Pt. 1 // J. of the Iron and Steel Institute. — 1953. — Vol. 174. — P. 33–45.
10. Andrews K. W. Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures // J. of the Iron and Steel Institute. — 1965. — № 203. — P. 721–727.
11. Liu Y. X. Principle of Heat Treatment // China Mechanical Industry Press, Beijing. — 1981. — P. 30–38.
12. Понова Л. Е., Понов А. А. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-растворах в сплавах титана: Справочник термиста. 3-е изд. перераб. и допол. — М.: Металлургия, 1991. — 503 с.

To improve the level of reliability of welded structures, made by arc methods of welding, the development of new combinations of low-alloy steel-welding flux- flux-cored wire, providing an optimal combination of strength, ductility and toughness, especially at low temperatures, is required. Adding of elements into molten metal, significantly affecting the kinetics of the austenite decay during solidification and cooling of the weld metal, allows control the weld metal microstructure, forming a complex of high-strength and high-tough microstructures. The aim of this work was to analyze the influence of metallurgical factors on the formation of microstructure during crystallization and cooling of metal of high-alloy steels from the molten state and to create a regression model of structure formation on the basis of temperatures of phases formation. The methods of light, scanning microscopy, a technique of simulation of thermal deformational processes of welding in Gleeble 3800 unit were used in the work. The effect of molten pool alloying with manganese and titanium and influence of welding fluxes on the microstructure of welds were found, and the influence of these parameters on the temperature of phases formation was determined. It was found that for submerged arc welding the alloying of molten pool metal with manganese and titanium is rational in use of ceramic flux of a basic type ($\lg\pi_0 = -1.70$) to obtain the optimum ratio of products of intermediate transformation (acicular ferrite and lower bainite). A computer program was developed and regression equations of temperatures of formation of structural components in weld metal were obtained. This work is of practical value to professionals working in the field of development of new welding materials and studying the weldability of high-strength low-alloy steels. Ref. 11, Figs. 4.

Key words: low-alloy steel; weld pool; ceramic; flux; phase transformations; microstructure; ferrite; bainite; regression equations

Поступила 05.12.2012

XI Международная конференция «Ti-2013 в СНГ»

г. Донецк, Украина
26–29 мая 2013 г.

Уважаемые коллеги! Межгосударственная ассоциация «Титан» и Национальная академия наук Украины приглашают Вас принять участие в XI Международной конференции «Ti-2013 в СНГ», которая состоится 26-29 мая в г. Донецке в гостинице «Шахтар Плаза»
www.titan-association.com

