

# МОДЕЛИРОВАНИЕ ФАЗОВО-СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ И УПРАВЛЕНИЕ СВОЙСТВАМИ МЕТАЛЛА СИСТЕМЫ ЛЕГИРОВАНИЯ Fe–Cr–Mn, НАПЛАВЛЕННОГО НА НИЗКОУГЛЕРОДИСТУЮ КОНСТРУКЦИОННУЮ СТАЛЬ

Я. А. ЧЕЙЛЯХ, А. П. ЧЕЙЛЯХ

Приазовский государственный технический университет. 87555, Донецкая обл., г. Мариуполь, ул. Университетская, 7.  
E-mail: cheylyakh\_o\_p@pstu.edu

Разработана физико-математическая модель, описывающая формирование структуры наплавленного металла системы легирования Fe–Cr–Mn и связывающая его химический состав, критические точки мартенситного превращения ( $M_{\text{н}}$ ,  $M_{\text{к}}$ ), фазово-структурное состояние и характер их послыного изменения по толщине наплавленного металла. Модель позволяет проектировать и регулировать химический и фазовый (аустенитный, аустенитно-мартенситный, мартенситно-аустенитный, мартенситный) составы металла системы легирования Fe–Cr–Mn, наплавленного на сталь СтЗ, что дает возможность управлять эксплуатационными свойствами наплавленного металла. Для конкретных условий эксплуатации наплавленных деталей необходимо подбирать фазовый состав наплавленного металла (содержание мартенсита закалки и метастабильного аустенита), степень метастабильности  $\gamma$ -фазы, обеспечивающее оптимальное развитие деформационного  $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения и получение наибольшего эффекта упрочнения в процессе испытаний и эксплуатации. Библиогр. 14, табл. 1, рис. 5.

*Ключевые слова:* наплавка, порошковая проволока, метастабильный аустенит, мартенсит, моделирование, превращения, износостойкость

Управление структурой и эксплуатационными свойствами наплавленного металла (НМ) — одна из основных задач при изготовительной и восстановительной наплавке практически всех ответственных деталей в различных отраслях промышленности [1–3]. Эта проблема является особенно актуальной при наплавке высокомарганцевых и высокохромомарганцевых сталей с учетом того, что эти стали имеют структуру метастабильного аустенита, который может упрочняться в процессе эксплуатации с динамическими механическими нагрузками [4–8]. Учитывая тот факт, что при дуговой наплавке наблюдается значительное проплавление основного металла и предыдущих наплавленных слоев, химический и фазовый состав, а также структура наплавленного металла будут определенным образом меняться от слоя к слою.

Целью данной работы является создание научно-обоснованной модели формирования и регулирования фазово-структурного состояния и эксплуатационных свойств наплавленного металла системы легирования Fe–Cr–Mn в зависимости от его химического состава и химического состава основного металла, а также параметров технологии электродуговой наплавки порошковой проволокой.

Предложена физико-математическая модель (№1) послыно-ступенчатого распределения легирующих элементов по слоям НМ в зависимости

от степени проплавления основного металла [9]. В модели, с определенными допущениями, принято, что в слоях НМ содержание легирующих элементов изменяется ступенчато. При многослойной наплавке химический состав каждого слоя определяется разбавлением предыдущего и долей его участия в формировании каждого последующего слоя ( $N_1, N_2, N_3 \dots N_i$ ). Установлено, что любые сочетания разных или одинаковых долей участия основного металла в наплавленном металле по слоям, равные по сумме ( $N_1 + N_2 + N_3 \dots N_i$ ) дают одинаковый химический состав итогового (верхнего) наплавленного слоя. На основании экспериментальных исследований и анализа формирования состава каждого из наплавленных слоев получено уравнение расчета содержания каждого из элементов в  $i$ -ом наплавленном слое при различных степенях проплавления:

$$C_{\text{э}}^{\text{НМ}i} = C_{\text{э}}^{\text{о}} N_1 N_2 N_3 \dots N_i + C_{\text{э}}^{\text{з}} (1 - N_1 N_2 N_3 \dots N_i), \quad (1)$$

где  $C_{\text{э}}^{\text{о}}$  — содержание элемента в металле основы;  $C_{\text{э}}^{\text{з}}$  — заданное содержание элемента.

При одинаковой доле основного металла и предыдущих слоев в наплавленном металле, зависимость (1) примет следующий вид:

$$C_{\text{э}}^{\text{НМ}i} = C_{\text{э}}^{\text{о}} N^i + C_{\text{э}}^{\text{з}} (1 - N^i). \quad (2)$$

С учетом возможного окисления (угара) легирующих элементов (при наплавке открытой дугой), либо поступления легирующих элементов

из флюса в расплав, выражения (1) и (2) должны быть дополнены слагаемым  $\pm \Delta C_9^{\Phi}$ , характеризующим вклад в химический состав НМ состава флюса, аналогично данным работы [10]:

$$C_9^{NMi} = C_9^o N_1 N_2 N_3 \dots N_i + C_9^s (1 - N_1 N_2 N_3 \dots N_i) \pm \Delta C_9^{\Phi}, \quad (3)$$

$$C_9^{NMi} = C_9^o N^i + C_9^s (1 - N^i) \pm \Delta C_9^{\Phi}. \quad (4)$$

Полученные уравнения (1)–(4) подтверждают известный вывод о том, что чем меньше степень проплавления и, соответственно, доля участия основного металла в наплавленном  $N$ , тем быстрее и при меньшем количестве слоев достигается заданный химический состав НМ [1].

При различной доле участия основного металла в каждом из наплавленных слоев многослойной наплавки результат вычисления содержания элементов определяется с учетом их произведения ( $N_1 N_2 N_3 \dots N_i$ ). На основании изложенного предложена физико-математическая модель послойного формирования химического и фазового состава (№1), графическая интерпретация которой приведена на рис. 1. После наплавки первого слоя на нелегированную сталь-основу (Ст3) содержание легирующих элементов в первом слое НМ достаточно резко увеличивается при переходе границы сплавления и по толщине этого слоя средняя концентрация остается приблизительно одинаковой, что соответствует горизонтальному участку кривой распределения концентраций. При этом заданное содержание легирующих элементов в первом слое обычно не достигается. После наплавки второго слоя концентрация легирующих элементов на границе сплавления первого и второго слоев вследствие проплавления первого слоя с определенной  $N_2$  вновь увеличивается, и, приблизительно, сохраняется постоянной по толщине этого (второго) слоя (рис. 1, кривые 1, 2). Аналогично формируется химический состав третьего и последующих слоев.

**Расчетный состав НМ в зависимости от доли основного металла в наплавленном ( $N$ ) при трехслойной наплавке порошковой проволокой ПП-Нп-12Х13Г12САФ**

Но- мер слоя	$N$ для каждого слоя НМ			Расчетный состав НМ (тип наплавлен- ного металла)	Фазо- вый состав НМ
	1	2	3		
1	0,3	-	-	14Х9Г8СТАФ	М + А
2	0,3	0,3	-	12Х11Г9СТАФ	А + М
3	0,3	0,3	0,3	12Х13Г12СТАФ	А
1	0,5	-	-	17Х7Г6СТАФ	М + А
3	0,5	0,5	0,5	14Х12Г11СТАФ	А
1	0,7	-	-	19Х5Г4СТАФ	М
3	0,7	0,7	0,7	15Х9Г8СТАФ	А + М

*Примечание:* М — мартенсит закалки; А — аустенит.

Согласно расчетам, содержание углерода также ступенчато изменяется по слоям в сторону увеличения, или, напротив, уменьшения (как это показано на рис. 1, кривые 5, 6) в зависимости от его содержания в металле-основе по отношению к содержанию в порошковой проволоке. В 4...6 слоях концентрация элементов будет соответствовать заданному составу порошковой проволоки.

Чем больше скорость наплавки и меньше ток в изученных пределах ( $v_{напл} = 18...38$  м/ч,  $I = 320...500$  А), тем меньше доля участия металла каждого предыдущего слоя в формировании последующего, тем уже зона межслойного сплавления и больше разница в концентрациях элементов между горизонталями на концентрационных кривых послойного анализа.

Послойный расчет состава металла, наплавленного порошковой проволокой ПП-Нп-12Х13Г12СТАФ, с использованием предложенной модели приведен в таблице. Как видно из приведенных данных, при многослойной наплавке обеспечивается получение НМ со структурой метастабильного аустенита.

Соотношение легирующих элементов (прежде всего хрома и марганца), а также углерода, оказывающих существенное влияние (понижение) на точки  $M_H$  и  $M_K$ , подбиралось таким образом, чтобы в верхнем слое НМ получить аустенитную метастабильную структуру, соответствующую составу 12Х13Г12СТАФ.

При небольшой доле основного металла и последующих слоев в наплавленном металле ( $N_1; N_2; N_3 \leq 0,3$ ) заданный химический состав металла, наплавленного проволокой ПП-Нп-

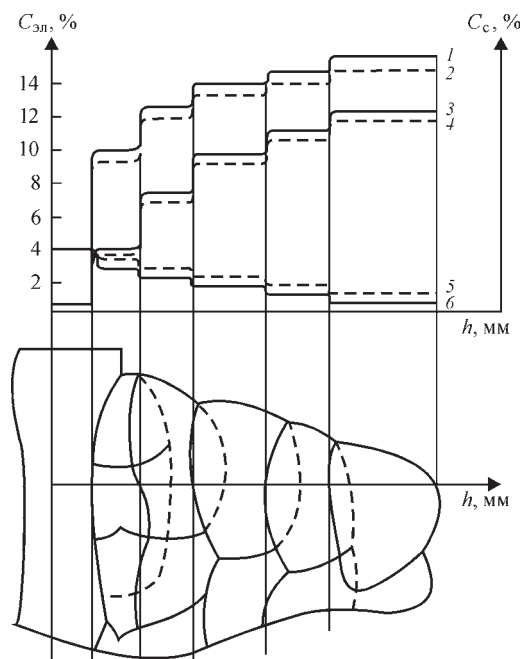


Рис. 1. Модель распределения содержания легирующих элементов по слоям НМ: 1, 2 — хром; 3, 4 — марганец; 5, 6 — углерод (сплошные линии —  $N = 0,3$ ; пунктирные —  $N = 0,5$ )

12Х13Г12СТАФ, достигается уже в третьем слое, который отвечает стали 12Х13Г12СТАФ с метастабильным аустенитом. При средних значениях  $N_1, N_2, N_3 \approx 0,5$  заданный химический состав НМ может быть получен только в четвертом или даже пятом слоях. В третьем же слое он будет соответствовать марке 14Х12Г11СТАФ аустенитного класса с недолегированием по хрому (на  $\sim 1,5\%$ ), марганцу (на  $\sim 1,5\%$ ) и завышенным на  $0,02\%$  содержанием углерода (таблица).

При большой доле основного металла и последующих слоев ( $N_1, N_2, N_3 \approx 0,7$ ) состав третьего наплавленного слоя будет соответствовать стали 15Х9Г8СТАФ (таблица) с недостатком легирования от заданного состава по хрому и марганцу на  $\sim 4\%$ , по кремнию  $\sim 0,6\%$ , превышением содержания углерода на  $\sim 0,03\%$ , содержание ванадия и титана может быть на нижних пределах. Этот наплавленный металл относится к мартенситно-аустенитному классу. При наплавке со степенью проплавления  $N \approx 0,7$  (режимы, которые обеспечивают такое проплавление, при наплавке применять не рекомендуется), получение заданного химического состава будет возможно лишь в 6...7 слоях. Достоверность результатов расчетов состава НМ по разработанной модели подтверждена экспериментальными результатами работ [9, 10] и др.

Химический состав каждого наплавленного слоя оказывает влияние на мартенситные точки  $M_H, M_K$  и  $M_d^*$  и определяет фазовый состав слоев наплавленного металла [11, 12]: аустенитный (А); аустенитно-мартенситный (А + М) ( $< 50\%$  мартенсита закалки и  $> 50\%$  аустенита); мартенситно-аустенитный (М + А) ( $> 50\%$  мартенсита закалки, остальное  $A_{ост}$ ); мартенситный (М) с  $5...15\% A_{ост}$ . Во всех случаях в структуре наплавленного металла присутствует небольшое количество карбидов (карбонитридов).

Характер распределения химических элементов согласно предложенной модели подтверждается экспериментальными результатами спектрального (квантометрического) анализа на квантометре «СпектротакХ» (после пошаговой шлифовки слоев по  $0,3...0,5$  мм, а также микрорентгеноспектрального анализа с использованием автоэмиссионного электронного микроскопа «Ultra-55» (с шагом порядка  $0,1...0,2$  мм) (рис. 2). Структурно-фазовое состояние по слоям Fe–Cr–Mn НМ определяли методами количественной металлографии и рентгеноструктурным анализом на дифрактометре ДРОН-3 в железном  $K_\alpha$ -излучении.

По количественному соотношению мартенсита закалки и метастабильного аустенита устанавливается  $M_d^*$  — наименьшая температура, при которой образуется не менее  $50\%$  мартенсита деформации вследствие ДМПИ.

ливали (послойно) структурный класс НМ. Верхний слой при трехслойной наплавке проволокой ПП-Нп-12Х13Г12СТАФ при  $N_i = 0,31...0,40$  соответствует марке НМ 20Х12Г9СТАФ (А + М) класса. В пределах каждого слоя наблюдаются колебания содержания элементов в небольших пределах, характерных для дуговой наплавки порошковой проволокой. При  $N_i = 0,70...0,76$  в третьем слое формируется НМ марки 20Х10Г8СТАФ (М + А) класса с качественно аналогичным характером распределения легирующих элементов.

В связи с важностью учета влияния химического состава каждого слоя на фазовый состав НМ, разработана физико-математическая модель (№2), учитывающая влияние основных элементов (Cr, Mn, Si, C) на точку  $M_H$  в Fe–Cr–Mn сталях. Использование этой модели позволило получить разные составы НМ (12...20)Х(8...13)Г(6...12)СТАФ с вариацией содержания элементов в пределах (мас.%):  $0,12...0,2$  С,  $8...13$  Cr,  $6...12$  Mn.

С использованием регрессионного анализа экспериментальных данных о высокопрочных сталях близкого легирования составов Fe– $0,3\%C$ –(2...8)%Cr–6%Mn–2%Si и Fe– $0,1\%C$ –14%Cr–(0...8)%Mn получены следующие полиномиальные зависимости  $t_{M_H}$  от содержания хрома и марганца:

$$M_H(\text{Cr}) = -a\text{Cr}^3 + b\text{Cr}^2 - c\text{Cr} + d + \Delta M_H, \quad (4)$$

$$M_H(\text{Mn}) = -a(\text{Mn})^2 - b(\text{Mn}) + c + \Delta M_H, \quad (5)$$

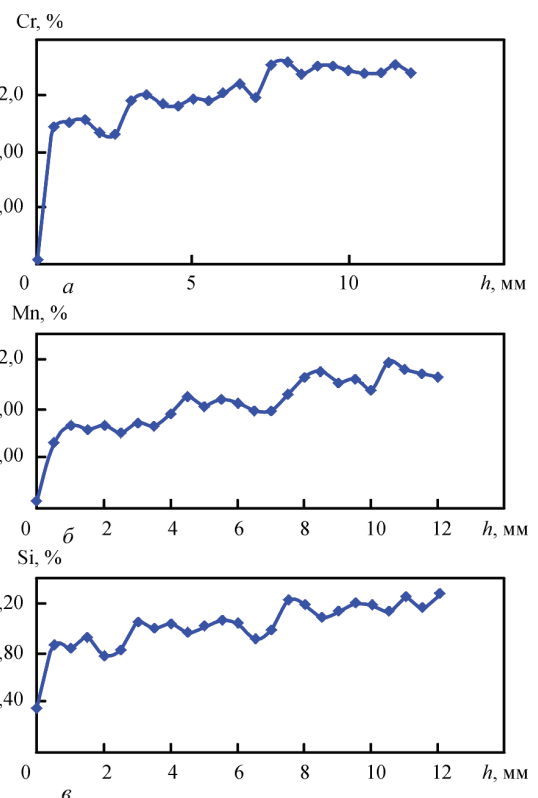


Рис. 2. Распределение легирующих элементов по толщине  $h$  трехслойного НМ типа стали 20Х12Г9СТАФ: а — хром; б — марганец; в — кремний

где Cr и Mn — содержание элементов в НМ, мас. %;  $a, b, c, d$  — постоянные коэффициенты, отражающие степень влияния элемента;  $\Delta M_n$  — средняя величина смещения  $t. M_n$  от экспериментальных зависимостей под влиянием углерода и легирующих элементов (по обобщению литературных данных, приведенным в работе [12]):

$$\Delta M_n = -500\Delta C - 38\Delta Mn - 8\Delta Cr - 40\Delta Si, \quad (6)$$

где  $\Delta C, \Delta Mn, \Delta Si, \Delta Cr$  — разница между содержанием легирующего элемента в экспериментальном и модельном НМ, %.

Коэффициенты корреляции составили: для уравнения (4) —  $R^2 = 0,9999$ ; (5) —  $R^2 = 0,9975$ .

С использованием модели расчетным путем с помощью уравнений (4)–(6) построены серии кривых: зависимостей  $t. M_n$  от содержания хрома и марганца при дискретных значениях содержания остальных элементов (соответственно, Mn, Cr, Si, C), некоторые из которых приведены на рис. 3. Для любого соотношения основных легирующих элементов (Cr, Mn) с помощью модели рассчитывались температуры  $t. M_n$  и при охлаждении до комнатной температуры и определялось количество образующихся фаз — мартенсита и аустенита в структуре Fe–Cr–Mn НМ. Так, для НМ, содержа-

щего приблизительно 10 % Cr; 8 % Mn; 0,2 % C; (при одинаковом содержании кремния и ванадия),  $t. M_n = 40^\circ\text{C}$  (рис. 3, а, кривая 2). При комнатной температуре его фазовый состав: ~ 82 % аустенита и ~ 18 % мартенсита закалки (рис. 3, б, кривая 2). А для стали с таким же содержанием хрома (~ 10 %), но с большим содержанием марганца, например, 10 %, ее структура будет аустенитной. Рассчитанные соотношения фазового состава (содержание мартенсита и аустенита) подтверждены экспериментальными данными магнитометрического и рентгеноструктурного методов, приведенных в работах [10, 12].

Разработанная модель позволяет также по заданному фазовому составу определять необходимое содержание легирующих элементов в НМ и соответствующее ему положение  $t. M_n$ . По этому содержанию с помощью известных методов [13] можно рассчитать состав шихты порошковой проволоки, который обеспечит формирование заданного химического и фазово-структурного состава НМ.

Полученные расчетные соотношения количеств мартенсита закалки и метастабильного аустенита для Fe–Cr–Mn НМ адекватно соответствуют экспериментальным результатам, определенным магнитометрическим и рентгеноструктурными методами [11, 12].

Обобщение рассмотренных выше двух моделей позволяет объяснить различия послойного формирования фазового состава НМ от концентрации химических элементов согласно следующей причинно-следственной взаимосвязи. Химический состав каждого наплавленного слоя зависит от состава наплавочного материала, степени проплавления (доли участия) основного металла и последующих наплавленных слоев (рис. 4, а). Содержание элементов в слоях определяет температуры  $t. M_n$  и  $M_c$  (рис. 4, б), влияющих на количество образующегося при охлаждении Fe–Cr–Mn НМ мартенсита и метастабильного аустенита в пределах от 0 до 100 % каждой фазы (рис. 4, в). Это соотношение определяет формирование износостойкости исследованного НМ (рис. 5). В первом приближении, чем больше образуется мартенсита закалки — тем выше твердость и износостойкость, а чем больше остается аустенита — тем ниже эти свойства, но выше пластичность и ударная вязкость. Однако эти характеристики и износостойкость НМ зависят не только от соотношения количеств мартенсита закалки и аустенита. Особенно важно, что аустенит в структуре исследованного Fe–Cr–Mn НМ является метастабильной фазой, претерпевающей деформационное мартенситное  $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращение в процессе испытаний (изнашивания) (ДМПИ), вызывающее деформационное упрочнение и, одно-

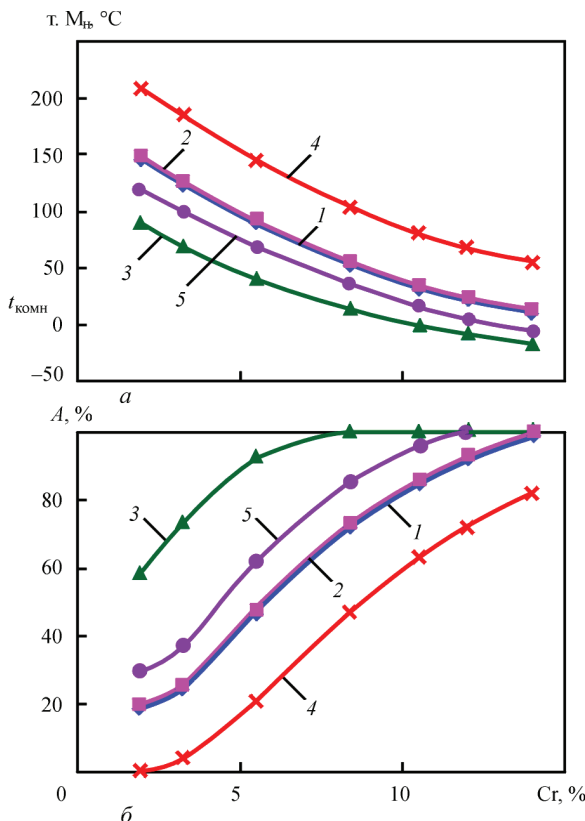


Рис. 3. Экспериментальная и расчетные зависимости влияния хрома на положение  $t. M_n$  (а) и количество аустенита (б) в Fe–Cr–Mn сталях с различной вариацией легирующих элементов: 1 — экспериментальные стали 30X(2...8)Г6С2Ф (с экстраполяцией кривых до 14,0%Cr); модельные: 2 — 20X(2...14)Г8СФ; 3 — 20X(2...14)Г10СФ; 4 — 10X(2...14)Г8СФ; 5 — 10X(2...14)Г10СФ

временно, релаксацию напряжений. Степень метастабильности, определяющая кинетику ДМПИ и количество образующего мартенсита деформации, зависит от разных факторов: соотношения между содержанием мартенсита закалки и метастабильного аустенита, состава и степени его упрочнения, термической обработки, условий испытаний и эксплуатации [8, 11]. Все это в совокупности и определяет формирование механических и эксплуатационных свойств НМ системы легирования Fe–Cr–Mn.

На рис. 4, б схематически показана графическая зависимость положения  $t. M_n$  от содержания одного из легирующих элементов в Fe–Cr–Mn НМ (например, хрома, марганца, кремния или углерода). Зависимость количества мартенсита закалки М и аустенита А от положения  $t. M_n$  приведена на рис. 4, в. Последний показывает различное количественное соотношение между мартенситом закалки и остаточным аустенитом для разного содержания легирующего элемента и, соответ-

ственно, разной температуры  $t. M_n$  (например,  $a_1, b_1, a_2, b_2$  на рис. 4, в).

Полученные экспериментально графические зависимости между  $t. M_n$  и количеством мартенсита закалки М, аустенита А для системы легирования сталей составов 30X(2...14)Г6С2Ф и 10X14Г(0...12) [11] аппроксимируются полиномиальной функцией 3-й степени:

$$M(\%) = -6 \cdot 10^{-5}(M_n)^3 + 0,147(M_n)^2 - 0,2236(M_n) + 0,8859; A(\%) = 100 - M(\%). \quad (7)$$

При этом коэффициент корреляции составил  $R^2 = 1,0$ .

Проекция точек кривой  $t. M_n - f(\% Cr, Mn, Si)$  модели (№2) (рис. 4, б) на ступенчатые кривые модели (№1) (рис. 4, а) объясняет характер чередования фазово-структурных композиций: металл основы  $\rightarrow (M + A) \rightarrow (A + M) \rightarrow A$  по его толщине (от зоны сплавления с металлом основы к поверхностному слою), что определяется температурой  $t. M_n$ , зависящей от содержания легирующих элементов по слоям НМ (рис. 4, а).

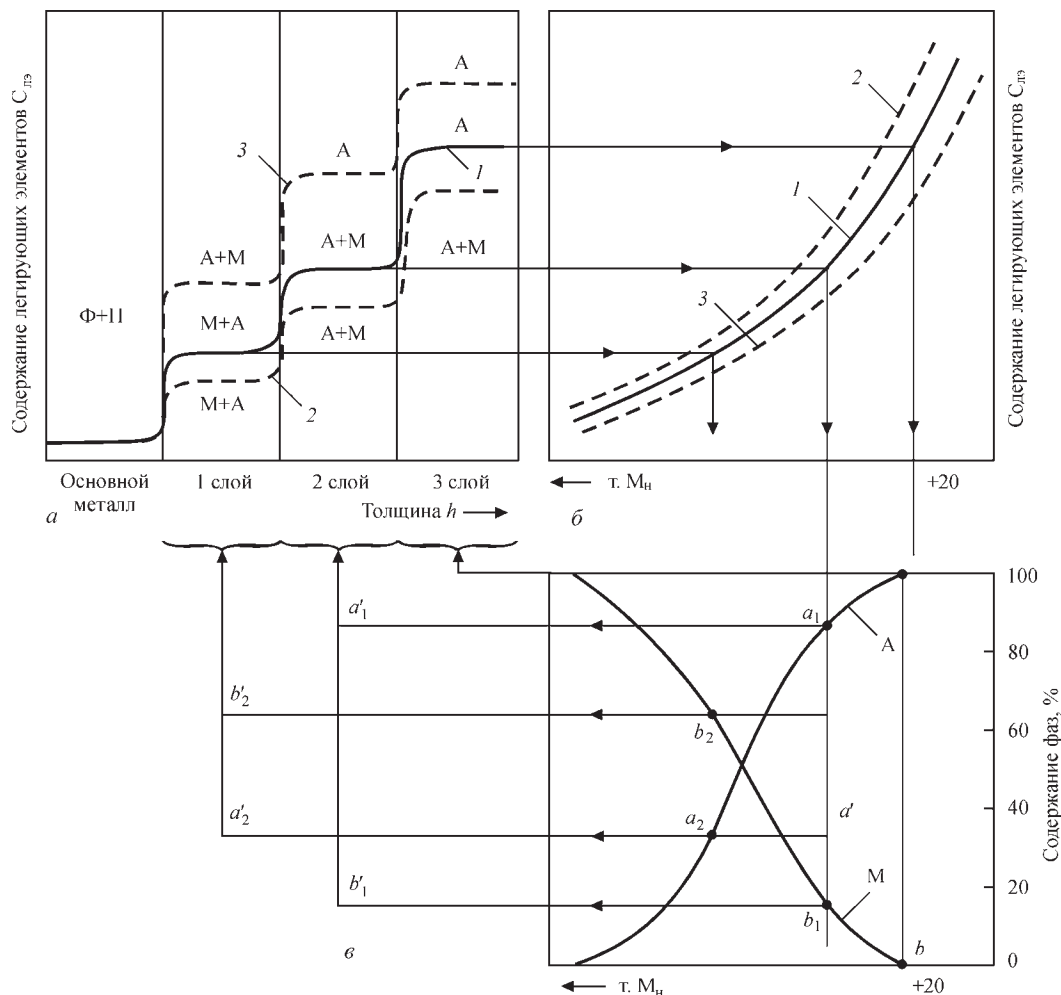


Рис. 4. Принципиальная схема расчета по предложенной обобщенной модели послойно-ступенчатого химического и структурного состава наплавленного Fe–Cr–Mn металла: а — 1–3 — кривые распределения фазового состава по слоям НМ; б — 1–3 — соответствующие им кривые зависимостей  $t. M_n$  от содержания основных легирующих элементов (Cr, Mn, Si) (см. рис. 3 и данные работы [12]); в — зависимости количества аустенита (А) и мартенсита закалки (М) от положения  $t. M_n$  (подробнее в работе [12]; А — аустенит, М — мартенсит закалки, Ф + П — ферритно-перлитная структура металла основы (СтЗ)

Обобщенная модель позволяет прогнозировать и проектировать фазовый состав НМ по слоям с учетом технологических параметров наплавки, приведенных выше. С увеличением содержания таких элементов, как Cr, Mn, Si, C (отдельно или комплексно) происходит понижение  $t_{M_n}$  (рис. 4, б) и изменяется фазовый состав в сторону повышения содержания аустенита, соответственно, уменьшения содержания мартенсита закалки (рис. 4, в). Исходя из задаваемого химического состава НМ, строили серию кривых  $t_{M_n} = f(\% \text{ Cr; Mn; Si})$  используя модель №2 [12] (рис. 4, б, кривые 1, 2, 3).

При обобщении моделей №1 и №2 можно количественно рассчитать получаемый фазовый состав (% А; % М) в каждом наплавленном слое по рис. 4, в, получая ступенчатые кривые 1, 2, 3 на рис. 4, а). Для этого используются полученные расчетные зависимости (7) и зависимости содержания фаз от  $t_{M_n}$  (рис. 4, в) через влияние на нее легирующих элементов и углерода в каждом наплавленном слое, проецируя получаемые точки на кривые 1, 2, 3 (рис. 4, б) через рис. 4, в на рис. 4, а. Проецирование определенного таким образом фазового состава (мас. %) от кривых на рис. 4, а до кривой (рис. 4, б), а от нее — вниз на рис. 4, в можно получить качественное и количественное представление о фазовом составе каждого из наплавленных слоев (рис. 4, а).

В качестве примера можно рассмотреть НМ, соответствующий кривой 1 распределения легирующих элементов по слоям (рис. 4, а). Первый (нижний) слой характеризуется горизонтальной полкой ступени, которую нужно спроецировать на кривую 1 (рис. 4, б), соответствующую данному наплавленному материалу и условиям наплавки, и характеризующую зависимость  $t_{M_n}$  и содержания элементов в этом слое. Проекции полученной точки на график фазового состава (соотношения

фаз мартенсита закалки — М и аустенита — А) показывают содержание мартенсита закалки ( $t_{b_2} \approx 65\%$ ) и аустенита ( $a_2 \approx 35\%$ ). Точки  $b'_2$  и  $a'_2$  характеризуют мартенситно-аустенитный (М + А) фазовый состав первого слоя (показано стрелкой к фигурной скобке на рис. 4, а). Второй слой характеризуется соответствующей ступенькой (рис. 4, а), проекция которой на рис. 4, б к рассмотренной выше кривой 1, а от нее вниз на рис. 4, в показывают получаемый фазовый состав, который характеризуют точки  $a_1 \approx 89\%$  аустенита и  $b_1 \approx 11\%$  мартенсита закалки. Проекции этих точек  $a'_1$  и  $b'_1$  (стрелкой вверх к фигурной скобке) показывают аустенитно-мартенситный (А + М) фазовый состав второго слоя на рис. 4, а. Верхний третий слой НМ характеризует верхняя ступенька на графике модели (рис. 4, а). Ее проекция на кривую 1 рис. 4, б, а затем вниз на кривую рис. 4, в показывает чисто аустенитный фазовый состав (100 % А).

Аналогично можно рассмотреть формирование химического состава, а от него через влияние на  $t_{M_n}$  (рис. 4, б) — на формирование фазового состава (А и М) на рис. 4, в для иных условий наплавки, характеризующихся меньшим содержанием легирующих элементов и углерода (кривая 2 на рис. 4, а) или, напротив, большим (кривая 3 на рис. 4, а). Это зависит от несколько отличающегося химического состава наплавленного материала той же Fe–Cr–Mn системы легирования, либо при одинаковом его химическом составе — других показателей проплавления (долей участия) основного металла и последующих слоев.

Полученные расчетные результаты о содержании мартенсита и метастабильного аустенита по слоям НМ, как и послойно-ступенчатый характер изменения химического и фазово-структурного составов по слоям НМ, подтверждены квантометрическим анализом, электронно-микроскопическими, металлографическими и рентгеноструктурными исследованиями.

В совокупности, полученная при наплавке микроструктура и степень метастабильности  $\gamma$ -фазы, определяют характер и кинетику  $\gamma \rightarrow \alpha'$  ДМПИ и позволяют управлять формированием физико-механических и эксплуатационных свойств. Подбирая указанные параметры, можно получать сочетания разных фазово-структурных зон (А, А+М, М+А, М) Fe–Cr–Mn НМ различной толщины.

Соответственно послойному характеру изменения фазово-структурного состояния и степени деформационной метастабильности аустенита изменяется твердость и износостойкость НМ. Это схематически показано на рис. 5 на основе обобщения результатов наших предыдущих исследований [10, 11, 14], где приведены аналогичные кривые для НМ разного химического и фазового

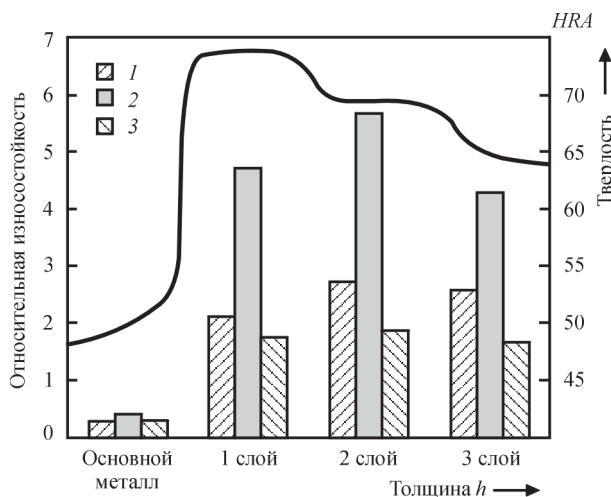


Рис. 5. Зависимости твердости (кривая) и относительной износостойкости в разных условиях изнашивания метастабильного Fe–Cr–Mn НМ: 1 — металл по металлу; 2 — ударно-абразивная; 3 — абразивная

составов. Наиболее высокая твердость Fe-Cr-Mn НМ соответствует (M + A) структуре (первый или второй слои), затем она снижается вследствие увеличения содержания более пластичного аустенита в (A + M) структуре и в еще большей степени понижается для аустенитной структуры (соответственно, второй или третий слои). Согласно экспериментальным данным, наибольшую износостойкость НМ системы легирования Fe-Cr-Mn обеспечивает аустенито-мартенситная структура с активной кинетикой  $\gamma\text{-}\alpha'$  ДМПИ [10, 11].

Причиной значительного повышения износостойкости метастабильного Fe-Cr-Mn НМ с (A + M) структурой является получение при наплавке некоторого количества мартенсита закалки (20...30 %) и образование значительного количества мартенсита деформации в тонком поверхностном слое (30...55 %) в результате развития  $\gamma\text{-}\alpha'$  ДМПИ, а также наклеп мартенситно-аустенитной структуры под действием изнашивающей среды. Мартенсит деформации отличается повышенной дисперсностью, более высоким уровнем микроискажений и повышенной плотностью дислокаций, а процесс его образования сопровождается релаксационными процессами [8], что способствует повышению пластичности, износостойкости и долговечности НМ. Вероятно также развитие динамического деформационного старения, характеризующегося выделением высокодисперсных частиц карбидов и карбонитридов из мартенсита и аустенита в ходе изнашивания в поверхностном слое, что также является важным фактором повышения износостойкости. Конечно, для конкретных условий эксплуатации наплавленных деталей необходимо подбирать фазовый состав (содержание мартенсита закалки и метастабильного аустенита), степень метастабильности  $\gamma$ -фазы, обеспечивающее оптимальное развитие  $\gamma\text{-}\alpha'$  ДМПИ и получение наибольшего эффекта упрочнения в процессе испытаний и эксплуатации.

В целом, при оптимальных параметрах химического, фазового состава, микроструктуры и кинетики  $\gamma\text{-}\alpha'$  ДМПИ для каждого вида изнашивания достигаются повышенные характеристики свойств и износостойкости исследованного метастабильного НМ, которые значительно превышают свойства деформационно-стабильных материалов близкого легирования.

### Список литературы

1. Фрумин И. И. (1961) *Автоматическая электродуговая наплавка*. Харьков, Metallurgizdat.
2. Лившиц Л. С., Гринберг Н. А., Куркумелли Э. Г. (1969) *Основы легирования наплавленного металла*. Москва, Машиностроение.
3. Рябцев И. А., Сенченков И. К. (2013) *Теория и практика наплавочных работ*. Киев, Экотехнология.
4. Разиков М. И., Кулишенко Б. А. (1967) О выборе наплавочного материала, стойкого при кавитационном нагружении. *Сварочное производство*, **7**, 10–12.
5. Каленский В. К., Черняк Я. П., Рябцев И. А. (2003) *Порошковая электродная проволока для сварки и наплавки стальных изделий*. Украина Пат. 39646, МП К.
6. Рябцев И. А., Кусков Ю. М., Черняк Я. П. и др. (2004) Восстановление колец опорно-поворотного устройства крана МКТ-250. *Сварщик*, **4**, 35–38.
7. Малинов Л. С., Малинов В. Л. (2009) *Ресурсосберегающие экономнолегированные сплавы и упрочняющие технологии, обеспечивающие эффект самозакалки*. Мариуполь, Рената.
8. Рябцев И. А., Кондратьев И. А., Черняк Я. П. и др. (2010) Структура и свойства высокомарганцевого наплавленного металла. *Автоматическая сварка*, **4**, 11–13.
9. Чейлях Я. О. (2013) *Розробка наплавлявального матеріалу і технології поверхневого зміцнення з формуванням зносостійкого метастабільного сплаву*: автореф. дис. канд. техн. наук. Краматорськ.
10. Чейлях Я. А., Чигарев В. В. (2011) Структура и свойства наплавленной износостойкой Fe-Cr-Mn стали с регулируемым содержанием метастабильного аустенита. *Автоматическая сварка*, **8**, 20–24.
11. Чейлях А. П. (2009) *Экономнолегированные метастабильные сплавы и упрочняющие технологии*. Мариуполь, ПГТУ.
12. Чейлях Я. А., Кривенко О. В., Шейченко Г. В. (2013) Моделирование влияния легирующих элементов на т. М<sub>n</sub> и фазовый состав наплавленных Fe-Cr-Mn метастабильных сталей. *Вісник Призовського державного технічного університету. Сер.: Технічні науки: Зб. наук. праць*. Мариуполь, ДВНЗ «Призов. держ. тех. ун-т», **27**, 82–89.
13. Походня И. К., Суптель А. М., Шлепаков В. Н. (1972) *Сварка порошковой проволокой*. Киев, Наукова думка.
14. Чейлях Я. А., Чигарев В. В. (2011) Закономерности изменения состава и структуры наплавленных Fe-Cr-Mn метастабильных сталей. *Материалы VII Международной конференции «Стратегия качества в промышленности и образовании», 3–10 июня 2011 г., Варна, Болгария*, **2**, 310–312.

### References

1. Frumin, I.I. (1961) *Automatic electric arc surfacing*. Kharkov, Metallurgizdat [in Russian].
2. Livchits, L.S., Grinberg, N.A., Kurkumelli, E.G. (1969) *Principles of alloying of deposited metal*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
3. Ryabtsev, I.A., Senchenkov, I.K. (2013) *Theory and practice of surfacing works*. Kiev, Ekotekhnologiya [in Russian].
4. Razikov, M.I., Kulishenko, B.A. (1967) On selection of surfacing material resistant to cavitation loading. *Svarochn. Proizvodstvo*, **7**, 10-12.
5. Kalensky, V.K., Chernyak, Ya.P., Ryabtsev, I.A. (2003) *Powder electrode wire for welding and surfacing of steel products*. Pat. 39646, Ukraine.
6. Ryabtsev, I.A., Kuskov, Yu.M., Chernyak, Ya.P. et al. (2004) Restoration of rings of rotary support of crane MKT-250. *Svarshchik*, **4**, 35-38.
7. Malinov, L.S., Malinov, V.L. (2009) *Resource-saving sparcely-alloyed alloys and strengthening technologies providing effect of self-quenching*. Mariupol, Renata [in Russian].
8. Ryabtsev, I.A., Kondratiev, I.A., Chernyak, Ya.P. et al. (2010) Structure and properties of high-manganese deposited metal. *The Paton Welding J.*, **4**, 7-9.
9. Chejlyakh, Ya.O. (2013) Development of surfacing material and technology of surface strengthening with formation of wear-resistant metastable alloy. In: *Syn. of Thesis for Cand. of Techn. Sci. Degree*. Kramatorsk [in Ukrainian].
10. Chejlyakh, Ya.A., Chigarev, V.V. (2011) Structure and properties of deposited wear-resistant Fe-Cr-Mn steel with

- a controllable content of metastable austenite. The Paton Welding, **8**, 17-21.
11. Chejlyakh, A.P. (2009) *Sparcelly-alloyed metastable alloys and strengthening technologies*. Mariupol, PGTU [in Russian].
  12. Chejlyakh, Ya.A., Krivenko, O.V., Shejchenko, G.V. (2013) Modeling of effect of alloying elements on p. Ml and phase composition of deposited Fe-Cr-Mn metastable steels. *Visnyk Pryazov. DTU. Ser.: Tekhnichni Nauky*. Mariupol, **7**, 82-89 [in Russian].
  13. Pokhodnya, I.K., Suptel, A.M., Shlepakov, V.N. (1972) *Flux-cored wire welding*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
  14. Chejlyakh, Ya.A., Chigarev, V.V. (2011) Principles of change of composition and structure of deposited Fe-Cr-Mn metastable steels. In: *Proc. of Int. Conf. on Strategy of Quality in Industry and Education (3-10 June 2011, Varna, Bulgaria)*, **2**, 310-312.

## МОДЕЛЮВАННЯ ФАЗОВО-СТРУКТУРНОГО СТАНУ ТА КЕРУВАННЯ ВЛАСТИВОСТЯМИ МЕТАЛУ СИСТЕМИ ЛЕГУВАННЯ Fe-Cr-Mn, НАПЛАВЛЕНОГО НА НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВУ КОНСТРУКЦІЙНУ СТАЛЬ

Я. О. ЧЕЙЛЯХ, О. П. ЧЕЙЛЯХ

Прийазовський державний технічний університет. 87555, Донецька обл., м. Маріуполь, вул. Університетська, 7.  
E-mail: chejlyakh\_o\_p@pstu.edu

Розроблено фізико-математичну модель, що описує формування структури наплавленого металу системи легування Fe-Cr-Mn і зв'язує його хімічний склад, критичні точки мартенситного перетворення ( $M_s$ ,  $M_f$ ), фазово-структурний стан і характер їх пошарової зміни по товщині наплавленого металу. Модель дозволяє проектувати та регулювати хімічний і фазовий (аустенітний, аустенітно-мартенситний, мартенситно-аустенітний, мартенситний) склади металу системи легування Fe-Cr-Mn, наплавленого на сталь Ст3, що дає можливість управляти експлуатаційними властивостями наплавленого металу. Для конкретних умов експлуатації наплавлених деталей необхідно підбирати фазовий склад наплавленого металу (вміст мартенситу гартування і метастабільного аустеніту), ступінь метастабільності  $\gamma$ -фази, що забезпечує оптимальний розвиток деформаційного  $\gamma \rightarrow \alpha'$ -перетворення і отримання найбільшого ефекту зміцнення в процесі випробувань та експлуатації. Бібліогр. 14, табл. 1, рис. 5.

*Ключові слова:* наплавка, порошковий дріт, метастабільний аустеніт, мартенсит, моделювання, перетворення, зносостійкість

## MODELING THE PHASE-STRUCTURAL STATE AND CONTROLLING THE PROPERTIES OF METAL OF Fe-Cr-Mn ALLOYING SYSTEM, DEPOSITED ON LOW-CARBON STRUCTURAL STEEL

YA. A. CHEJLYAKH, A. P. CHEJLYAKH

Pryazovskyi State Technical University.  
7 Universitetskaya Str., Mariupol, Donetsk region, 87555. E-mail: chejlyakh\_o\_p@pstu.edu

A physical-mathematical model was developed. It describes formation of a structure of deposited metal of Fe-Cr-Mn alloying system and binds its chemical composition, critical points of martensite transformation ( $M_s$ ,  $M_f$ ), phase-structure state and nature of their layer-by-layer variation on thickness of the deposited metal. The model allows designing and regulating chemical and phase compositions (austenite, austenite-martensite, martensite-austenite, martensite) of metal of Fe-Cr-Mn alloying system deposited on steel St3 that provides the possibility to regulate service properties of the deposited metal. Specific conditions of operation of the deposited parts require selection of phase composition of the deposited metal (content of quenching martensite and metastable austenite), level of  $\gamma$ -phase metastability providing optimum development of deformation  $\gamma \rightarrow \alpha'$  transformation and acquiring of the most significant effect of strengthening in process of testing and operation. 14 Ref., 1 Tabl., 5 Fig.

*Keywords:* surfacing; flux-cored wire, metastable austenite, martensite, modeling, transformation, wear-resistance

Поступила в редакцію 11.02.2018