

ДЕФЕКТЫ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЁТКИ

PACSnumbers: 62.20.Qp, 81.10.Fq, 81.20.Vj, 81.30.-Fb, 81.30.Kf, 81.40.Pq, 81.65.Lp, 81.70.Jb

Особенности процесса формирования состава, структуры и свойств послойно наплавленного метастабильного Fe–Cr–Mn-металла

Я. А. Чейлях, А. П. Чейлях

*ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет»,
ул. Университетская, 7,
87500 Мариуполь, Донецкая обл., Украина*

Предложена модель формирования химического, фазового составов и структуры износостойкого наплавленного Fe–Cr–Mn-металла с оценкой его метастабильности в зависимости от наплавочно-технологических параметров наплавки. Установлен послойно-ступенчатый механизм формирования химического и фазового составов наплавленного металла, регулируемый степенью проплавления слоёв, обеспечивающий дифференцированную метастабильность аустенита.

Ключевые слова: наплавленный металл, доля основного металла в наплавленном, аустенит, мартенсит, метастабильность.

Запропоновано модель формування хемічного та фазового складів і структури зносостійкого натопленого Fe–Cr–Mn-металу з оцінюванням його метастабільності залежно від натоплювально-технологічних параметрів натоплення. Встановлено пошарово-ступінчастий механізм формування хемічного та фазового складів натопленого металу, регульований ступенем протоплення шарів, що забезпечує диференційовану метастабільність аустеніту.

Ключові слова: натоплений метал, частка основного металу в натоплено-

Corresponding author: Oleksandr Petrovych Cheiliakh
E-mail: alex_edu@epage.ru

*SHEI 'Pryazovskyi State Technical University',
7 Universytets'ka Str., 87500 Mariupol, Ukraine*

Ya. O. Cheiliakh and O. P. Cheiliakh, Features of Process of Formation of Composition, Structure and Properties of Layer-by-Layer Deposited Metastable Fe–Cr–Mn Metal, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 38, No. 8: 1117–1134 (2016) (in Russian), DOI: 10.15407/mfint.38.08.1117.

му, аустеніт, мартенсит, метастабільність.

The model of formation of the chemical and phase compositions as well as the structure of wear-resistant deposited Fe–Cr–Mn metal with evaluation of its metastability, depending upon surface deposition and technological parameters of facing, is proposed. The layer-by-layer mechanism of formation of the chemical and phase compositions of the deposited metal is discovered; it provides different metastability of austenite and could be quite efficiently modified by the degree of layers' melting.

Key words: deposited metal, degree of melting, part of base metal in deposited one, austenite, martensite, metastability.

(Получено 7 ноября 2014 г.; окончат. вариант — 26 февраля 2016 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

Создание эффективных механизмов научно обоснованного проектирования составов порошковых наплавочных материалов и управления формированием наплавленного металла (НМ) и его эксплуатационными свойствами является актуальной научной и практической задачей [1, 2]. Её решение применительно к метастабильно-аустенитному износостойкому металлу усложняется особенностями трансформации полученной при наплавке структуры в процессе изнашивания, что существенно влияет на эксплуатационные свойства [3–5].

При многослойной наплавке установлено [6], что химический состав формирующихся слоёв существенно зависит от доли основного металла в наплавленном. Однако данные о послойном распределении химических элементов, фазового состава и структуры НМ в литературе отсутствуют, адекватной физико-математической модели его формирования пока нет. Следует особо подчеркнуть, что от этих химических и фазово-структурных факторов, в свою очередь, существенно зависит количество и степень метастабильности аустенита в аустенитно-метастабильном НМ, что оказывает влияние на его механические и эксплуатационные свойства [4, 5].

Целью настоящей работы является создание адекватной модели формирования химического и фазового состава НМ с учётом наплавочно-технологических параметров для управления свойствами через регулирование метастабильности структуры.

2. МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Использовались результаты исследований НМ марок 20X10Г8СТАФ, 12X12Г9СТАФ, 12X13Г12СТАФ и др., разработанные для электродуговой наплавки метастабильного Fe–Cr–Mn-

металла [7]. Наплавка производилась разработанной порошковой проволокой ПП-Нп-12Х13Г12СТАФ диаметром 4,0 мм на сварочном автомате А1401 с источником питания ВДУ 1200 под флюсом АН-348 на подложку из стали Ст. 3 и стали 45 при следующих режимах — сварочный ток 320–500 А, напряжение дуги 28–32 В, скорость наплавки составляла $V_{\text{напл}} = 18\text{--}38$ м/ч, количество слоёв от 3 до 6.

Послойный анализ химического состава производился на вакуумных квантометрах «Spectrovac 1000» и «SpectroMAXx» спектральным методом (с шагом 1 мм), а также на металлографических шлифах микрорентгеноспектральным методом на автоэмиссионном сканирующем электронном микроскопе «Ultra-55» с шагом 0,2 мм. Фазовый анализ НМ производился на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3 в железном K_{α} -излучении, в интервале углов 2θ 54–58 град. Макроскопический анализ проводился на поперечных и продольных макрошлифах наплавленного металла с глубоким травлением смесью кислот (100 мл HCl, 10 мл HNO₃ и 100 мл H₂O). Изучение микроструктуры производили на поперечных и продольных шлифах с использованием микроскопов «Neophot-21» и «Nikon Eclips L150» снабжённых цифровыми видеокамерами при увеличениях от 50 до 1000 крат. За основу построения модели послойно-ступенчатого характера формирования НМ взята методика оценки содержания химических элементов в наплавленном слое от доли основного металла в наплавленном, приведённая в работе [6], а также результаты влияния легирующих элементов (Cr, Mn, Si) и углерода на мартенситные критические точки M_n и M_s и зависящий от них фазовый состав Fe–Cr–Mn НМ согласно модели работы [8]. Полученные нами результаты сопоставлялись с данными работ [9, 10] по исследованию сталей аналогичной системы легирования с содержанием элементов в пределах 5–30% Cr, 3–30% Mn, 0,0–1,0% C и нашли подтверждение.

3. ПРЕДСТАВЛЕНИЕ ПРОЦЕССА ПОСЛОЙНОГО ФОРМИРОВАНИЯ НМ

Установлены следующие факторы, определяющие химический состав НМ:

- химический состав наплавочной порошковой проволоки;
- количество наплавленных слоёв;
- степень проплавления металла основы и последующих слоёв, определяемая долей участия основного металла и предыдущих слоёв в наплавленном (N);
- степень перекрытия наплавливаемых валиков;
- возможность дополнительного легирования металла из флюсующего материала, а также при последующих технологических об-

работках.

В свою очередь химический состав получаемого метастабильного НМ через влияние легирующих элементов определяет положение критических точек, прежде всего точки M_n и точки M_k , формирование фазового состава (количество мартенсита закалки и метастабильного аустенита) и микроструктуры [8], поскольку при охлаждении НМ для выбранных диапазонов легирования реализуется мартенситное превращение. Полученный фазовый состав существенно влияет на степень метастабильности аустенитной составляющей структуры НМ, что в совокупности и определяет формирование эксплуатационных характеристик [4]. Степень метастабильности характеризует склонность НМ к деформационному мартенситному $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращению непосредственно в процессе изнашивания (ДМПИ). Количественно её можно выразить кинетикой ДМПИ, количеством образующегося мартенсита деформации в одинаковых условиях нагружения. Развивающееся в поверхностном слое НМ $\gamma \rightarrow \alpha'$ ДМПИ, вызывающее сильное деформационное самоупрочнение, релаксацию микронапряжений, перераспределение и поглощение значительной части подводимой извне механической энергии [4, 5].

Степень проплавления количественно определяется долей участия основного металла и последующих слоёв в наплавленном:

$$N = \frac{P_o}{P}, \quad (1)$$

где P_o — площадь области проплавления основного металла или предшествующего слоя, определяемая на поперечных макрошлифах, P — общая площадь поперечного сечения наплавки, определяемая на поперечных макрошлифах.

Величина N эффективно регулируется наплавочно-технологическими параметрами процесса наплавки: силой тока (I), напряжением дуги (U), скоростями наплавки ($V_{\text{напл}}$) и подачи наплавочного материала при наплавке одинакового валика ($V_{\text{пров}}$), диаметром проволоки (d), перекрытием валиков. С учётом содержания углерода, технологических легирующих элементов и заданного химического состава можно рассчитать примерное содержание элементов в каждом наплавленном слое с учётом степени проплавления и доли участия основного металла в наплавленном [6]:

$$C_{\text{нм1}}^{\circ} = C_{\text{о}}^{\circ} N + C_{\text{з}}^{\circ} (1 - N), \quad (2)$$

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

При многослойной наплавке химический состав определяется разбавлением предыдущего слоя и долей его участия в формировании

нии каждого последующего слоя ($N_1, N_2, N_3, \dots, N_i$). Расчётами установлено, что любые сочетания долей участия основного металла или предшествующих слоёв в наплавленном, одинаковые по сумме $N_1 + N_2 + N_3 + \dots + N_i$, дают одинаковый химический состав итогового (верхнего) наплавленного слоя. Чем меньше степень проплавления каждого из слоёв, тем быстрее достигается заданный химический состав НМ. На основании анализа формирования состава каждого из наплавленных слоёв выведено уравнение для расчёта содержания элементов в i -том наплавленном слое:

$$C_{\circ}^{\text{нми}} = C_{\circ}^0 N_1 N_2 N_3 \dots N_i + C_{\circ}^3 (1 - N_1 N_2 N_3 \dots N_i). \quad (3)$$

Зависимость (3) может использоваться для расчёта химического состава НМ при различающихся степенях проплавления каждого слоя, что часто и бывает на практике. При соблюдении одинаковых режимов и параметров наплавки каждого слоя, а, следовательно, и равной доли основного металла в наплавленном, зависимость (3) примет следующий вид:

$$C_{\circ}^{\text{нми}} = C_{\circ}^0 N^i + C_{\circ}^3 (1 - N^i). \quad (4)$$

С учётом возможного окисления (угара) легирующих элементов (что может иметь место при наплавке открытой дугой), либо поступления легирующих элементов из флюса, выражения (3) и (4) должны быть дополнены слагаемыми $\pm \Delta C_{\circ}^{\Phi}$, характеризующим соответствующий вклад в химический состав НМ. Аналогично данным работы [6]:

$$C_{\circ}^{\text{нми}} = C_{\circ}^0 N_1 N_2 N_3 \dots N_i + C_{\circ}^3 (1 - N_1 N_2 N_3 \dots N_i) \pm \Delta C_{\circ}^{\Phi}. \quad (5)$$

$$C_{\circ}^{\text{нми}} = C_{\circ}^0 N^i + C_{\circ}^3 (1 - N^i) \pm \Delta C_{\circ}^{\Phi}. \quad (6)$$

Из анализа полученных уравнений (3)–(6) следует вывод: чем меньше степень проплавления и, соответственно, доля участия основного металла в наплавленном (N), тем быстрее и при меньшем количестве слоёв, достигается заданный химический состав НМ. При различной доле участия основного металла в каждом из наплавленных слоёв многослойной наплавки, результат вычисления содержания элементов определяется с учётом их произведения $N_1 N_2 N_3 \dots N_i$. Это подтверждено результатами расчётов и экспериментальными данными, что будет показано ниже.

По полученным расчётным результатам послойного химического состава построена модель формирования химического и фазового состава, на примере использования проволоки ПП-Нп-12Х13Г12СТАФ, которая, в конечном итоге, при многослойной наплавке в верхнем слое даёт аустенитно-метастабильный НМ со-

става 12Х13Г12СТАФ. В зависимости от параметров уравнений (3)–(6) состав каждого наплавленного слоя отличается от заданного порошковой проволоки, что проиллюстрировано ниже.

Установлены следующие граничные условия разработки модели:

– в пределах каждого наплавленного слоя химический состав примерно одинаков в связи с хорошим перемешиванием расплава сварочной ванны;

– при переходе межслойной границы содержание легирующих элементов и углерода должно изменяться скачкообразно (в пределах узкой границы);

– толщина и состав каждого из наплавленных слоёв регулируется технологическими параметрами, указанными выше (I , $V_{\text{напл}}$, $V_{\text{пров}}$, d).

Графическая интерпретация представления о формировании химического и фазового состава НМ по слоям в общем виде приведена на рис. 1. После наплавки первого слоя на нелегированную сталь-основу (Ст.3) содержание легирующих элементов в 1-м слое НМ резко увеличивается при переходе границы сплавления и на протяжении этого слоя средняя концентрация остаётся приблизительно одинаковой, что соответствует горизонтальному участку кривой распределения концентраций. Однако заданное содержание легирующих элементов обычно не достигается. После наплавки 2-го слоя вследствие проплавления 1-го слоя с определённой N в наплавленном (2-м слое) концентрация легирующих элементов резко увеличивается на границе сплавления, и приблизительно сохраняется постоянной по толщине этого (2-го) слоя (рис. 1, кривые 1, 2). Аналогично формируется химический состав 3-го слоя и последующих слоёв.

Содержание углерода также ступенчато (каскадно) изменяется по слоям в сторону увеличения, или напротив, уменьшения (как это показано на рис. 1, кривые 5 и 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 (даже при большой степени проплавления и доли основного металла в наплавленном), что и бывает обычно на практике.

Чем больше скорость наплавки и меньше сила сварочного тока в изученных пределах ($V_{\text{напл}} = 18–38$ 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 каскадами (горизонталями на концентрационных кривых послойного анализа). Соответственно тогда в поверхностных третьем и четвёртом слоях содержание элементов примерно будет соответствовать концентрациям, заданным составом порошковой проволоки.

Чем больше N_i , тем меньше высота ступенек увеличения (уменьшения, например для углерода) концентрации элементов в слоях, тем больше требуется наплавлять слоёв для достижения заданного химического состава, т.е. чем больше доля участия основного металла и предыдущих слоёв в последующих, тем на меньшую величину возрастает (или уменьшается) содержание элемента. И наоборот, чем меньше N_i , тем больше высота первой ступеньки и меньше высота остальных, тем меньше требуется наплавленных слоёв для получения заданного химического состава.

Расчётные результаты формирующихся послойно марок Fe–Cr–Mn сталей и их качественный фазовый состав при трёхслойной

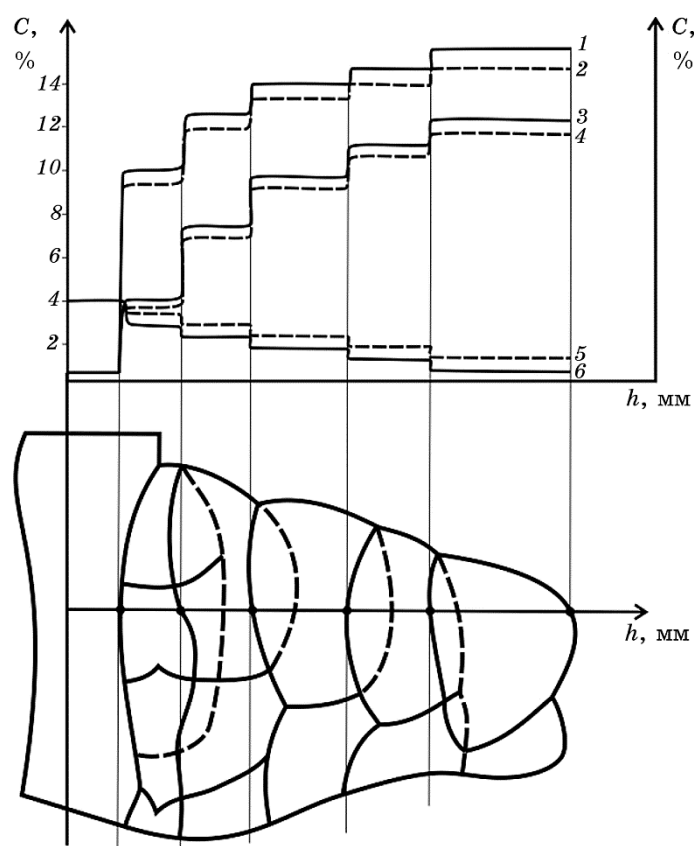


Рис. 1. Графическое представление распределения содержания легирующих элементов по слоям в наплавленном металле: 1, 2 — хром; 3, 4 — марганец; 5, 6 — углерод; сплошные — $N \cong 0,3$; пунктирные — $N \cong 0,5$.

Fig. 1. Graphical presentation of the alloying elements content distribution in layers in the deposited metal: 1, 2—chromium; 3, 4—manganese; 5, 6—carbon; solid lines— $N \cong 0.3$; dashed lines— $N \cong 0.5$.

ТАБЛИЦА 1. Расчётные результаты формирующихся послойно марок сталей и фазовый состав при трёхслойной наплавке проволокой ПП-Нп-12Х13Г12СТАФ в зависимости от доли основного металла в наплавленном (N_i).

TABLE 1. The calculated results of layer-by-layer formed types of steel and phase composition under the three-layer hard-facing with wire PP-Np-12Kh13G12STAF depending on the proportion of base metal in the deposited one (N_i).

№ слоя	N для НМ номеров			Марка НМ	Фазовый состав*
	№ 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
2	0,5	0,5	–	14Х10Г9СТАФ	А + М
3	0,5	0,5	0,5	14Х12Г11СТАФ	А
1	0,7	–	–	19Х5Г4СТАФ	М
2	0,7	0,7	–	16Х7Г6СТАФ	М + А
3	0,7	0,7	0,7	15Х9Г8СТАФ	А + М

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

наплавке, например, проволокой ПП-Нп-12Х13Г12СТАФ приведены в табл. 1. Анализ построенной модели изменения химического и фазового состава НМ по слоям с различными N_1, N_2, N_3 и т.д. показывает следующее. При малой степени проплавления при формировании каждого слоя ($N_1, N_2, N_3 \leq 0,3$) заданный химический состав НМ проволокой ПП-Нп-12Х13Г12СТАФ достигается уже в третьем слое, который отвечает марке стали 12Х13Г12СТАФ аустенитного класса (с метастабильным аустенитом). При средних значениях степени проплавления ($N_1, N_2, N_3 \cong 0,5$) заданный химический состав НМ может быть получен только в 4-м или даже 5-м слоях. В третьем же слое он будет соответствовать марке 14Х12Г11СТАФ стали аустенитного класса с недолегированием по хрому ($\cong 1,5\%$), марганцу ($\cong 1,5\%$).

В случаях большой степени проплавления ($N_1, N_2, N_3 \cong 0,7$) состав третьего слоя будет соответствовать марке НМ 15Х9Г8СТАФ (с недостатком легирования по хрому и марганцу на $\cong 4\%$, по кремнию $\cong 0,6\%$, содержание ванадия и титана может быть на нижних пределах). В результате эта наплавленная сталь относится к мартенситно-аустенитному классу. Вероятно при наплавке с одинаковой степенью проплавления ($N \cong 0,7$) получение заданного химического

состава будет возможно лишь в 6–7 слоях.

При использовании других наплавочно-технологических параметров, обеспечивающих промежуточные степени проплавления ($0,3 < N_i < 0,7$) в различных вариациях по слоям, дадут аналогичную послойно-ступенчатую картину изменения химического и фазового состава НМ с расположением ступенек в промежуточных областях, рассмотренных выше (см. рис. 1).

Конечно, с большой долей уверенности можно утверждать, что в пределах любого наплавленного слоя состав по содержанию каждого из компонентов не может быть абсолютно одинаков по глубине зоны, как это представлено на модели (см. рис. 1). В силу некоторого возможного разброса концентраций элементов в порошковой проволоке и достаточно большой скорости наплавки ($V_n = 18–38$ м/ч), не позволяющей абсолютно выровнять концентрации элементов, нужно допустить некоторые колебания значений концентраций компонентов в пределах каждого наплавленного слоя. Не исключено, что даже в пределах каждого слоя возможны ликвационные колебания и изменения концентраций компонентов в некоторых очевидно небольших пределах.

4. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ПОДТВЕРЖДЕНИЕ АДЕКВАТНОСТИ РАЗРАБОТАННОГО ПРЕДСТАВЛЕНИЯ РЕАЛЬНЫМ ПРОЦЕССАМ ФОРМИРОВАНИЯ Fe–Cr–Mn НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА

Для подтверждения адекватности теоретического представления реальным процессам формирования слоёв НМ, проведена наплавка проволокой ПП-Нп-12Х13Г12СТАФ на подложку из Ст.3 с разной степенью проплавления ($N = 0,3$ и $N \cong 0,6–0,7$). Таким образом, формирование валиков в этих двух вариантах было ориентировано «в высоту» (при $N = 0,3$) и «в ширину» (при $N = 0,7$). По аналогии с построенной моделью (см. рис. 1) на рис. 2 приведены изменения содержания компонентов по вертикальному поперечному сечению (вертикально, снизу вверх) по данным спектрального квантометрического анализа. Сравнение экспериментальных результатов с теоретической моделью показывает большую степень сходства. Также как и в модели, содержание элементов по толщине НМ изменяется послойно-ступенчато в соответствии с толщиной наплавленных слоёв. В пределах каждого слоя наблюдается колебание концентраций элементов в небольших пределах в силу некоторой ликвации, имеющей место при использовании порошкового наплавочного материала [1, 2]. На полученных концентрационных зависимостях чётко наблюдается протяжённость каждого из наплавленных слоёв. Сравнение состава НМ с разной долей участия основного металла в наплавленном ($N_{cp} \cong 0,29–0,31$ и $N_{cp} \cong 0,7–0,76$) обнаруживает от-

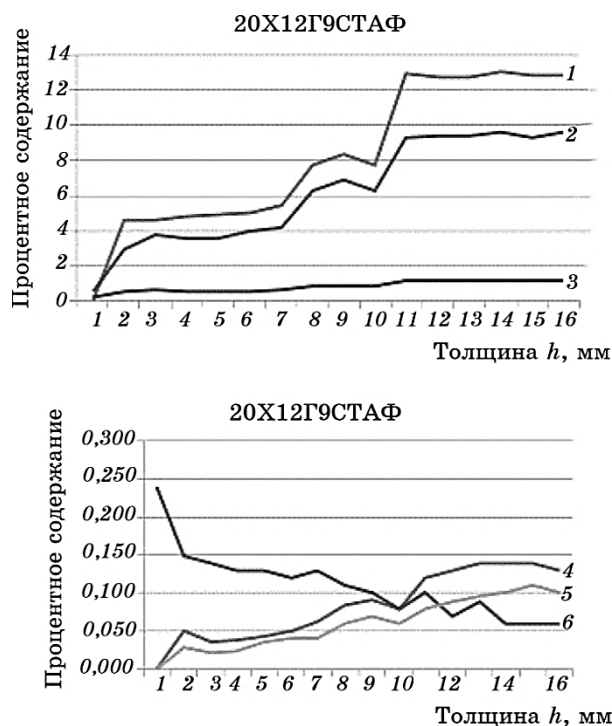


Рис. 2. Изменение содержания легирующих элементов по толщине металла 20X12Г9СТАФ, трёхслойно наплавленного порошковой проволокой ПП-Нп-12X13Г12СТАФ (квантометр «SpectroMAXx»): 1 — Cr, 2 — Mn, 3 — Si, 4 — V, 5 — Ti, 6 — C.

Fig. 2. Change of the alloying elements' contents along the thickness of metal 20Kh12G9STAF three-layer deposited cored wire PP-Np-12Kh13G12STAF (quantometer 'SpectroMAXx'): 1—Cr, 2—Mn, 3—Si, 4—V, 5—Ti, 6—C.

личия в содержании основных элементов (Cr, Mn, Si) по слоям. В наплавке, выполненной с небольшой степенью проплавления ($N_{cp} \cong 0,3$), конечный состав (третьего слоя) соответствует марке 20X12Г9СТАФ с аустенитной метастабильной структурой. В наплавке, выполненной с достаточно большой $N_{cp} = 0,7-0,76$, состав третьего слоя соответствует марке 20X10Г8СТАФ с меньшим содержанием легирующих элементов ($\cong 8\%$ Cr, $\cong 6\%$ Mn, $0,6-0,8\%$ Si) и, как результат, — мартенситно-аустенитного класса. Для получения заданного химического состава ($c \cong 13\%$ Cr, $\cong 12\%$ Mn) в этом случае необходимо наплавлять не менее 4–5 слоёв с теми же параметрами режимов наплавки.

Микрорентгеноспектральный анализ НМ, выполненный с использованием автоэмиссионного электронного микроскопа «Ultra-55», в целом подтверждает правильность и адекватность построения

ной модели распределения легирующих элементов по вертикальному сечению наплавки. Полученные зависимости распределения элементов в многослойных наплавках приведены на рис. 3, которые в верхнем слое соответствуют марке НМ 20Х12Г9СТАФ. Характер полученных зависимостей так же, как и в квантометрическом спектральном анализе, — послойно-ступенчатый (если усреднить точки). Очевидно, каскады или горизонтальные полки ступеней по своей протяжённости соответствуют толщине наплавленных слоёв.

Из анализа полученных экспериментальных зависимостей со-

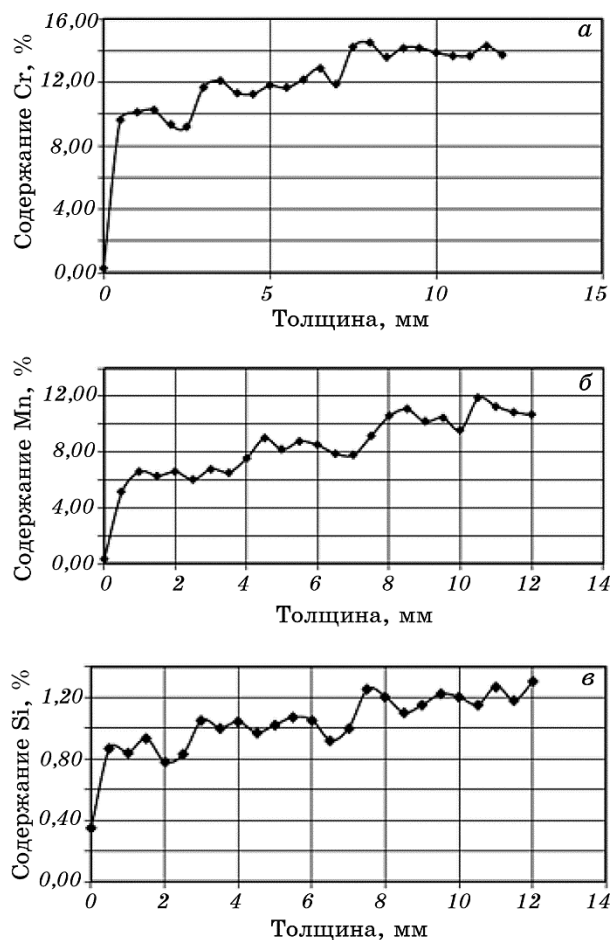


Рис. 3. Распределение легирующих элементов по толщине трёхслойной наплавки стали 20Х12Г9СТАФ: хром (а), марганец (б), кремний (в).

Fig. 3. Distribution of alloying elements on the thickness of the three-layer deposited steel 20Kh12G9STAF: Chromium (a), Manganese (b), Silicon (v).

держания элементов по толщине наплавленных слоёв (см. рис. 2, 3) следует, как это уже отмечалось выше, что по химическому составу полученные слои соответствуют разным маркам Fe–Cr–Mn сталей. Эти различия в содержании основных элементов: Cr, Mn, Si, C определяют положение точек M_n , M_k и формирующийся при охлаждении фазовый состав НМ, в частности количество мартенсита закалки и остаточного аустенита. Дифференцированный, но закономерно изменяющийся, химический состав каждого из слоёв (в пределах: 0,1–0,2% С, 8–13% Cr, 6–13% Mn, 0,8–1,4% Si) обуславливает различные соотношения между аустенитом и мартенситом в достаточно широких пределах (от 0 до 100% каждой из этих фаз). В первом слое обычно преобладает мартенсит закалки, в последнем — аустенит. От этого соотношения зависит степень метастабильности аустенита, кинетика развития ДМПИ [4] и, соответственно, формирование свойств.

Правильность полученных с помощью построенной модели формирования фазового состава и микроструктуры по слоям НМ подтверждает зависимость твёрдости по толщине многослойной наплавки, соответствующей марки 20X12Г9СТАФ в верхнем слое (рис. 4). В результате 3–4-й (поверхностные) слои имеют твёрдость НРА 64–65 и соответствуют аустенитной метастабильной структуре, отвечающей этой марке. На глубине 7–8 мм от поверхности твёрдость возрастает до НРА 70–75, что объясняется меньшим содержанием хрома и соответствует аустенитно-мартенситной, а за-

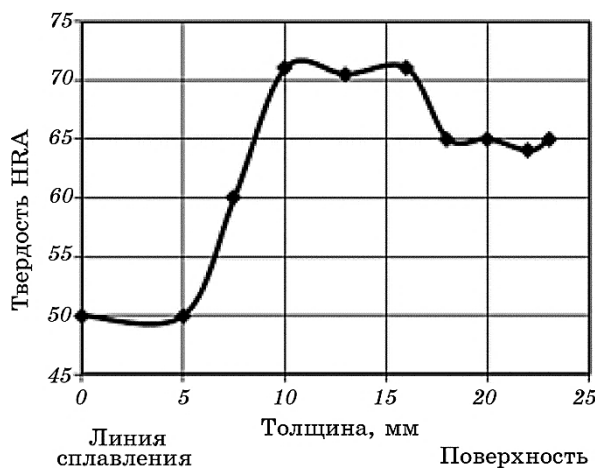


Рис. 4. Изменение твёрдости по толщине наплавленной 20X12Г9СТАФ-стали.

Fig. 4. Change of the hardness on the thickness of deposited steel 20Kh12G9STAF.

тем мартенситно-аустенитной структуре со значительной долей более твёрдой составляющей — мартенсита закалки. Это фазово-структурное состояние соответствует маркам стали 12X11Г9СТАФ и 14X9Г8СТАФ (см. табл. 1).

Другой причиной более высокой твёрдости является образование мартенсита закалки в зоне термического влияния (ЗТВ), приходящейся на предыдущий наплавленный слой при наплавке последующего. Затем на большей глубине твёрдость резко снижается до НРА 49–52, что соответствует переходу к основному металлу (Ст.3) в ЗТВ.

Характер изменения твёрдости и фазового состава подтверждают результаты микроскопического анализа с помощью оптической и сканирующей электронной микроскопии. Так, для стали 20X12Г9СТАФ, наплавленной с невысокой степенью проплавления ($N \cong 0,28-0,3$) в 3–4 слоя поверхностный слой на большую глубину имеет аустенитную метастабильную структуру, после которой следует аустенитно-мартенситная, далее мартенситно-аустенитная, затем — преимущественно мартенситная с небольшим количеством $A_{ост}$. При значительной степени проплавления ($N \cong 0,7-0,76$) поверхностный слой соответствует стали 20X10Г8СТАФ с аустенитно-мартенситной структурой. Постепенно по глубине наплавленных слоёв структура переходит в мартенситно-аустенитную, а затем в преимущественно мартенситную с небольшим количеством $A_{ост}$ (рис. 5).

Таким образом, впервые получены закономерности послойно-ступенчатого характера изменения химического состава по толщине наплавленного Fe–(0,1–0,2%) C–(8–13%) Cr–(6–12%) Mn–(0,8–1,4%) Si металла, которые определяют градиентное чередование структуры от мартенситно-аустенитной у зоны сплавления до аустенитно-мартенситной (в средних слоях) и аустенитной — в поверхностном слое, что позволяет регулировать метастабильность структуры, обеспечивать повышенную способность к самоадаптации при изнашивании для повышения эксплуатационных свойств.

Электронно-микроскопические исследования с локальным микрорентгеноспектральным анализом показали, что легирующие элементы, особенно хром и марганец дифференцировано распределены между фазами (табл. 2). Так, в наплавленной стали 20X10Г8СТАФ на значительной глубине ($\cong 10,0$ мм) аустенит в большей степени обогащён хромом — 10,22% Cr (рис. 5, табл. 2: δ — спектр 2), чем мартенсит ($\cong 6,10\%$ Cr). Последний, однако, больше содержит марганца $\cong 14,48\%$ и кремния $\cong 3,18\%$ (см. рис. 5, табл. 2: δ — спектр 1).

Это можно объяснить некоторой динамической избирательностью в локальном распределении химических элементов, а также некоторыми колебаниями состава порошковой проволоки по её

длине. Таким образом, правильность и адекватность построенной физико-математической модели изменения химического и фазового состава, микроструктуры по слоям НМ, полностью подтверждается результатами экспериментальных исследований, в том числе с использованием современных методов.

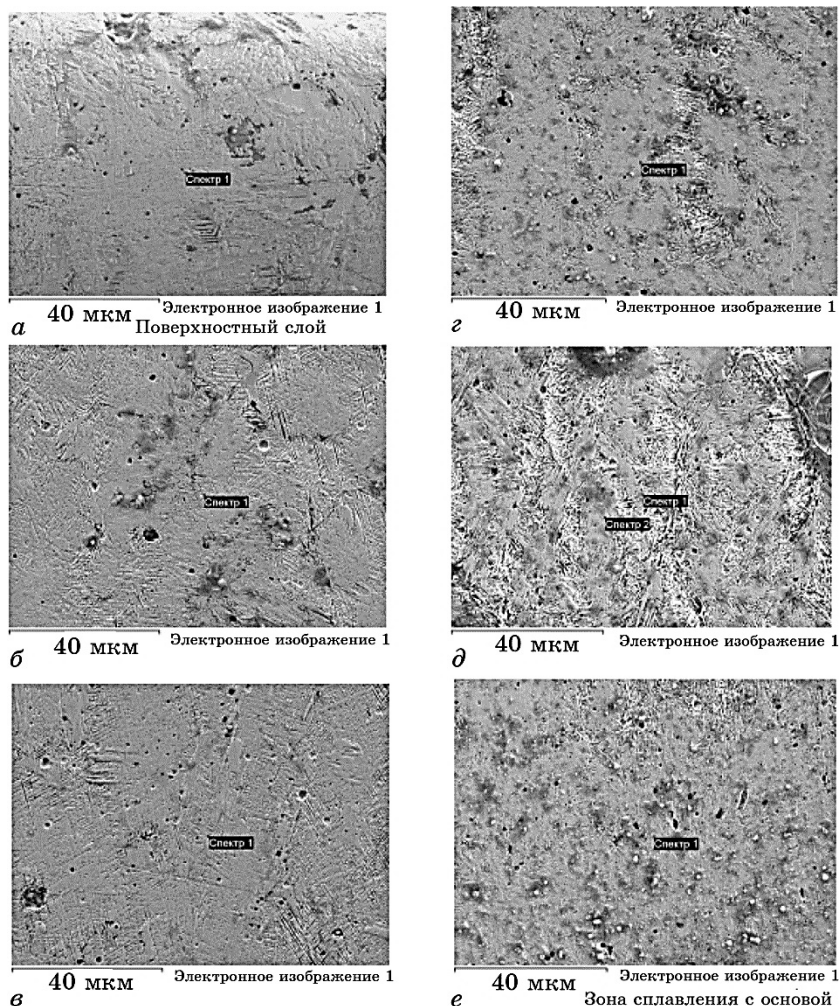


Рис. 5. Изменение микроструктуры наплавленного 20X10Г8СТАФ-металла от поверхности (*a*) к основному металлу (*e*) соответственно по-слойно-ступенчатому изменению химического состава (см. табл. 2).

Fig. 5. Change of the 20Kh10G8STAF deposited metal microstructure from the surface (*a*) to the base metal (*e*) layers in accordance with a layer-step changing of chemical composition (see Table 2).

ТАБЛИЦА 2. Изменение химического состава НМ марки 20X10Г8СТАФ от поверхности (*a*) к зоне сплавления с основным металлом согласно чередованию микроструктур на рис. 5.

TABLE 2. Change of the chemical composition of deposited metal of type 20Kh10G8STAF from the surface (*a*) to the area of the fusion with the base metal in accordance with the alternation of the microstructures in Fig. 5.

Обозначение	Расстояние от поверхности, мм	Cr, %	Mn, %	Si, %	Структура
<i>a</i>	0	10,94	7,38	1,04	M + A
<i>б</i>	3,0	10,74	7,70	0,97	A + M
<i>в</i>	5,5	9,5	7,59	0,82	M + A
<i>г</i>	8,0	8,77	5,89	0,78	M + A
∂ — спектр 1	10,0	6,10	14,48	3,18	M
∂ — спектр 2	10,0	10,22	5,91	0,74	A
<i>e</i> — зона сплавления с основой Ст.3	11,5	7,57	3,37	0,5	M + A → осн. Me

Для более наглядного представления особенностей послойного формирования НМ заданного легирования в работе сделана попытка объединения разработанной модели и модели, отражающей зависимость фазового состава от химического через положение мартенситных точек [8]. На рисунке 6 представлена интеграционная схема двух разработанных моделей формирования химического, фазового составов НМ через влияние легирующих элементов на точку M_n , а точки M_n на количество мартенсита закалки (при охлаждении НМ до комнатной температуры) и аустенита, и послойно-ступенчатого характера их распределения. В зависимости от содержания легирующего элемента (Cr, Mn, Si) (по вертикальной оси) изменяется температура точки M_n , а её положение относительно комнатной температуры (+20°C) определяет количество образующихся мартенсита закалки и аустенита, от чего зависит метастабильность [8]. От фазового состава, структуры и метастабильности аустенита (которая оценивается по кинетике развития $\gamma \rightarrow \alpha'$ ДМПИ и количеству образующегося мартенсита деформации в поверхностном слое), как было показано выше, существенно зависят механические и эксплуатационные свойства исследованного НМ. Это позволяет прогнозировать и проектировать составы и метастабильность структуры НМ, что необходимо использовать для управления механическими и эксплуатационными свойствами.

В результате использования созданных моделей, подтверждённых экспериментально, предложен механизм управления фазовым составом и степенью метастабильности аустенита в Fe–Cr–Mn НМ

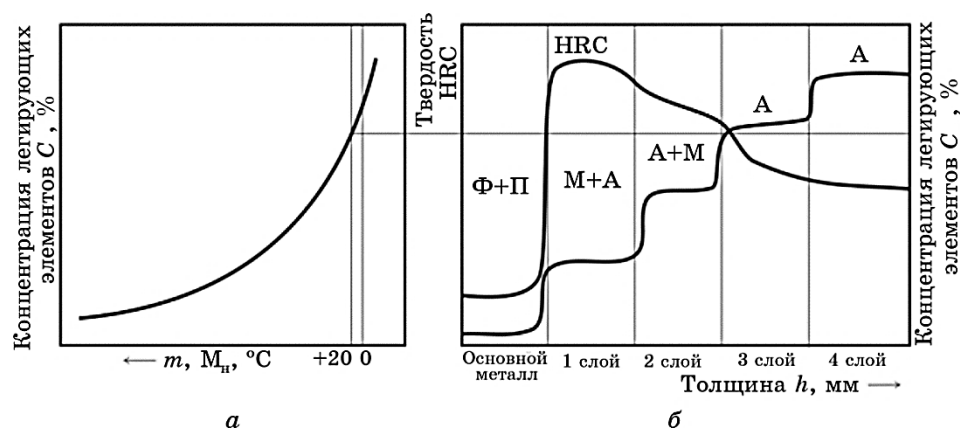


Рис. 6. Интеграция двух моделей: зависимости точки M_n и фазового состава от содержания легирующих элементов (а) и послойно-ступенчатого их распределения в наплавленном Fe–Cr–Mn металле (б), обуславливающего формирование дифференцированного фазового состава (M–A, A–M и A, где M — мартенсит, A — аустенит).

Fig. 6. The integration of the two models: model of dependence of point M_n and phase composition on the content of alloying elements (a) and model of layers-step distribution in the deposited Fe–Cr–Mn metal (b), which determines the formation of the differential phase composition (M–A, A–M, and A, where M—martensite, A—austenite).

за счёт регулирования доли участия предыдущих наплавленных слоёв и основного металла в наплавленном (в пределах $N = 0,244–0,767$), а также количества слоёв, что обеспечивает управление развитием $\gamma \rightarrow \alpha'$ ДМПИ и эксплуатационными свойствами.

5. ВЫВОДЫ

1. Дано физико-математическое представление и установлены закономерности послойно-ступенчатого характера формирования химического, фазового составов и микроструктуры по толщине наплавленного Fe–Cr–Mn металла от степени проплавления, позволяющие в достаточно широких пределах регулировать соотношение между аустенитом и мартенситом закалки (от 0 до почти 100%), степень метастабильности γ -фазы, обеспечить повышенную адаптационную способность при эксплуатации и управление свойствами.
2. Правильность и адекватность полученных закономерностей подтверждены результатами экспериментальных исследований с комплексным использованием современных методов электронной микроскопии, квантометрического и микрорентгеноспектрального анализов.

3. Предложен механизм управления формированием химического, фазового составов (от аустенитного до мартенситно-аустенитного) с метастабильной структурой наплавленного Fe–Cr–Mn металла с помощью наплавочно-технологических параметров (I , U , $V_{\text{напл}}$), влияющих на степень проплавления и долю участия основного металла и последующих слоёв ($N = 0,244-0,76$), количества наплавляемых слоёв, что обеспечивает регулирование $\gamma \rightarrow \alpha'$ ДМПИ и управление эксплуатационными свойствами.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. С. Я. Шехтер, А. М. Резницкий, *Наплавка металлов* (Москва: Машиностроение: 1982).
2. И. А. Рябцев, *Наплавка деталей машин и механизмов* (Киев: Екотехнологія: 2004).
3. М. И. Разиков, Б. А. Кулишенко, *Сварочное производство*, **12**, № 7: 10 (1967).
4. А. П. Чейлях, *Экономнолегированные метастабильные сплавы и упрочняющие технологии* (Харьков: ННЦ ХФТИ: 2003).
5. Л. С. Малинов, В. Л. Малинов, *Ресурсосберегающие экономнолегированные сплавы и упрочняющие технологии, обеспечивающие эффект самозакалки* (Мариуполь: Изд-во «Рената»: 2009).
6. С. И. Думов, *Технология электрической сварки плавлением* (Ленинград: Машиностроение: 1970).
7. Ya. A. Cheiliakh and V. V. Chigarev, *The Paton Welding Journal*, **8**: 17 (2011).
8. Я. А. Чейлях, О. В. Кривенко, Г. В. Шейченко, *Вісник Приазовського державного технічного університету. Збірник наукових праць. Сер. Технічні науки*, вип. 27: 82 (2013).
9. W. Köster, *Arch. Eisenhüttenwesen*, **7**: 687 (1934).
10. F. Brühl, *Arch. Eisenhüttenwesen*, **10**: 243 (1936).

REFERENCES

1. S. Ya. Shekhter and A. M. Reznitskiy, *Naplavka Metallov* (Moscow: Mashinostroenie: 1982) (in Russian).
2. I. A. Ryabtsev, *Naplavka Detaley Mashyn i Mekhanizmov* (Kiev: Elektrotekhnologiya: 2004) (in Russian).
3. M. I. Razikov and B. A. Kulishenko, *Svarochnoe Proizvodstvo*, **12**, No. 7: 10 (1967) (in Russian).
4. A. P. Cheiliakh, *Ekonomnolegirovannyye Metastabil'nyye Splavy i Uprochnyayushchie Tekhnologii* (Kharkiv: NNTS KhFTI: 2003) (in Russian).
5. L. S. Malinov and V. L. Malinov, *Resursosberegayushchie Ekonomnolegirovannyye Splavy i Uprochnyayushchie Tekhnologii, Obespechivayushchie Effekt Samozakalki* (Mariupol: Izd. 'Renata': 2009) (in Russian).
6. S. I. Dumov, *Tekhnologiya Elektricheskoy Svarki Plavleniem* (Leningrad: Mashinostroenie: 1970) (in Russian).

7. Ya. A. Cheiliakh and V. V. Chigarev, *The Paton Welding Journal*, **8**: 17 (2011).
8. Ya. A. Cheiliakh, O. V. Krivenko, and G. V. Sheichenko, *Visnyk Pryazovskogo Derzhavnogo Tekhnichnogo Universitetu. Sb. Nauk. Prats'. Ser. Tekhnichni Nauky*, Iss. 27: 82 (2013) (in Ukrainian).
9. W. Köster, *Arch. Eisenhüttenwesen*, **7**: 687 (1934).
10. F. Brühl, *Arch. Eisenhüttenwesen*, **10**: 243 (1936).