

11. Malinov L.S. Ways of heat treatment of steels with heating in the intercritical temperature interval of temperatures (ITI) to improve their mechanical properties / L.S. Malinov, O.A. Vasenko, D.V Malinova // Metal and casting of Ukraine. – 2012. – №1. – С. 18-22. (Rus.)
12. Dyachenko S.S. Features structures incomplete recrystallization of their influence on the properties of steel / S.S. Dyachenko, O.P. Fomenko // Metals and heat treatment of metals. – 1970. – №1. – P. 9-11. (Rus.)

Рецензент: А.И. Троцан
д-р техн. наук, проф. ГВУЗ «ПГТУ»

Статья поступила 05.07.2013

УДК 669.112.227.346.2

Чейлях Я.А.¹, Чейлях А.П.², Кривенко О.В.³, Шейченко Г.В.⁴

МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ТОЧКУ M_n И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ НАПЛАВЛЕННЫХ Fe-Cr-Mn МЕТАСТАБИЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

Выполнен анализ влияния легирующих элементов (Cr, Mn, Si, C) на положение т. M_n в сталях системы легирования Fe-Cr-Mn. Разработана физико-математическая модель их влияния на точку M_n , получаемый фазовый состав и метастабильность аустенита, от которых зависит развитие деформационного мартенситного превращения при испытаниях и свойства наплавленного металла и сталей аустенитного, аустенитно-мартенситного и мартенситно-аустенитного классов.

Ключевые слова: модель, легирование, аустенит, мартенсит, точка M_n , метастабильность, фазовый состав.

Чейлях Я.О., Чейлях О.П., Кривенко О.В., Шейченко Г.В. Моделивання впливу легуєчих елементів на точку M_n і фазовий склад наплавлених Fe-Cr-Mn метастабільних сталей. Виконаний аналіз впливу легуєчих елементів (Cr, Mn, Si, C) на положення точку M_n в сталях системи легування Fe-Cr-Mn. Розроблена фізико-математична модель їх впливу на т. M_n , отримуваний фазовий склад і метастабільність аустеніту, від яких залежить розвиток деформаційного мартенситного перетворення при випробуваннях і властивості наплавленого металу і сталей аустенітного, аустенітно-мартенситного і мартенситно-аустенітного класів.

Ключові слова: модель, легування, аустеніт, мартенсит, точка M_n , метастабільність, фазовий склад.

Ya.O. Cheiliakh, O.P. Cheiliakh, O.V. Krivenko, G.V. Sheichenko. The modeling of influence alloying elements on point M_s and phase composition of surfacing Fe-Cr-Mn metastable steels. The analysis of influence of alloying elements (Cr, Mn, Si, C) is executed on position of point M_s in the steels of the systems alloying Fe-Cr-Mn. The physical-mathematical model of their influence on point M_s , getting of phase composition and metastable of austenite, on which the development deformation induced martensite transformation at tests and properties of surfacing metal and steels of austenitic, austenite-martensite and martensite-austenite classes depends is developed.

Keywords: model, alloying, austenite, martensite, point M_s , metastability, phase composition.

¹ канд. техн. наук, ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь

² д-р техн. наук, профессор, ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь

³ канд. техн. наук, доцент, ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь

⁴ канд. техн. наук, ПАО «ММК имени Ильича», г. Мариуполь

Постановка проблеми. Проблема научно-обоснованного экономичного легирования при создании новых функциональных наплавочных материалов, обладающих заданными физико-механическими и эксплуатационными свойствами остается весьма актуальной. Литературные данные о комплексном влиянии легирующих элементов на структуру и свойства наплавленного металла весьма ограничены [1, 2], обычно имеют частный характер и не учитывают возможность управления метастабильностью структуры для повышения свойств.

Анализ последних исследований и публикаций. Проектирование химического состава новой порошковой наплавочной проволоки должно основываться на планируемом и прогнозируемом фазовом составе, структуре наплавленного ею металла [1] и возможности их регулирования технологическими параметрами наплавки и способами термообработки [3]. Для получения высокого комплекса механических и эксплуатационных свойств и возможности управления их характеристиками необходимо формирование метастабильных структур: мартенситно-аустенитной (М-А), аустенитно-мартенситной (А-М) или аустенитной (А), как наиболее перспективных [3] с целью реализации деформационного мартенситного превращения ($\gamma \rightarrow \alpha'$) при испытаниях и эксплуатации (ДМПИ). При этом степень метастабильности аустенита в большинстве случаев определяется положением точки M_n и связанной с ней точкой M_d [4]. Таким образом, возможность получения в наплавленном металле указанных выше метастабильных структур нужно рассматривать в первую очередь через положение мартенситных точек (M_n , M_k). В работах [5 - 7] приводятся данные по влиянию Cr, Mn, Si, C и др. элементов на критические точки. Однако они относятся к иным системам легирования и имеют частный характер. Задача комплексной оценки влияния элементов на указанные характеристики сталей представляется весьма актуальной.

Цель статьи. Создание физико-математической модели комплексного влияния легирующих элементов на мартенситные точки и получаемый фазовый состав Fe-Cr-Mn наплавленного металла для управления развитием ДМПИ и формированием его свойств.

Изложение основного материала.

1. Анализ степени влияния элементов на точку M_n . Поскольку в качестве основных легирующих элементов в наплавленном металле выбраны недефицитные и недорогие компоненты системы Fe-Cr-Mn: Cr, Mn, Si, целесообразно установить степень влияния каждого из них, а также углерода на положение точек M_n и M_k и возможное формирование фазового состава.

За основу определения положения мартенситной точки M_n и фазового состава наплавленного Fe-Cr-Mn металла взяты экспериментальные графические зависимости точки M_n , количества мартенсита закалки и аустенита от содержания: хрома в пределах 1,92 %...8,37 % (с экстраполяцией до ~10 %) при среднем содержании марганца 6,5 % и углерода ~ 0,3 % в сталях 30X(2...8)Г6С2Ф; марганца в пределах 0...8 % (с экстраполяцией до ~11,5 %) при содержании углерода ~ 0,1 % и хрома ~ 14 % в сталях 10X14Г(0...8); кремния в пределах от 0,4 до 1,9 % при 0,17 % C и ~ 14 % Cr, ~ 7 % Mn в высокопрочных хромомарганцевых сталях 17X13Г7С(0,4...2) (рис. 1) [3]. Учитывались также данные по влиянию углерода, марганца, хрома, кремния на m , M_n и количество $A_{ост}$ по данным фундаментальных работ [5 - 8]. Известные данные по степени влияния легирующих элементов на точку M_n и фазовый состав сталей приведены в таблице 1.

Из них следует, что наиболее сильное влияние на точку M_n оказывает углерод, растворенный в аустените: каждые 0,1 % C снижают M_n на ~50 °C [8]. Аналогично, по-видимому, влияет и азот. Из химических элементов, образующих твердые растворы замещения, наиболее сильно на понижение точки M_n влияет марганец [3 - 6]. Несколько меньшая степень влияния марганца обнаруживается в системе Fe-Cr-Mn (35...40 °C/ % Mn), что связано с присутствием хрома и др. элементов, одновременно содержащихся в твердом растворе [3]. Существенные различия в степени влияния хрома на точку M_n (от 8 до 40 °C/ % Cr) связано с усилением эффекта стабилизации аустенита и снижения точки M_n в присутствии марганца [3]. По известным данным [5, 6] кремний не оказывает влияния на точку M_n , но незначительно увеличивает количество $A_{ост}$.

Однако по данным работы [3] кремний в Fe-Cr-Mn системе снижает точку M_n и достаточно существенно (40...45 °C/ % Si) (см. табл. 1), что соответствует представлениям и расчетам М.Е. Блантера [9]. Последнее обусловлено упрочнением аустенита (повышением пределов упругости и текучести) под влиянием кремния, увеличивающим сопротивление росту мартенситных кристаллов и понижающим точку M_n .

Расчеты основываются на существовании связи фазового состава и прежде всего количества $A_{ост}$ с положением точки M_n [6], имеющей определенную физико-химическую природу, через влияние легирующих элементов на термодинамическую активность α - и γ -фаз.

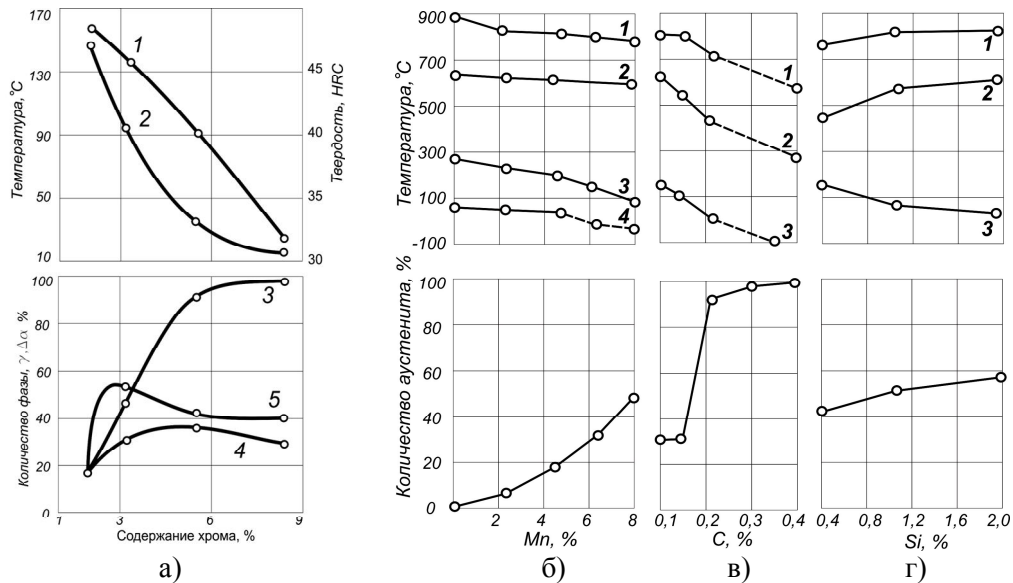


Рис. 1 – Влияние легирующих элементов и углерода на положение мартенситных точек, количество α - и γ -фаз в сталях Fe-Cr-Mn системы: а) – 30X(2...8)Г6С2Ф; б) – 10X14Г(0...8); в) – (10...40)X13Г7; г) – 10X13Г7C(0,5...2). В а: 1 – твердость; 2 - т. M_n ; 3 – количество А; количество М-деформации после испытаний: 4 – на кручение; 5 – на растяжение; в б, в, г: критические точки: 1 – A_k ; 2 – A_n ; 3 – M_n ; 4 – M_k [3]

Таблица 1

Влияние легирующих элементов на точку M_n , количество мартенсита и $A_{ост}$ в сталях

Элемент	Диапазон содержания, масс. %	На точку M_n		На количество $A_{ост}$		Источник
		характер влияния	степень влияния °С/1 % Л.Э.	характер влияния	степень влияния %/1 % Л.Э.	
Углерод	0...0,4	↓	-500	↑	-	[8]
Марганец	0,5...5	↓	-55	↑	+20	[5]
		↓	-45	↑	-	[6]
	0...8	↓	-(35...40)	↑	+10	[3]
Хром	4,5...8 %	↓	-16	↑	+3	[5]
	0...12 %	↓	-8	↑	-	[6]
	1,92...8,37 %	↓	-(40...26)	↑	+(20...2)	[3]
Кремний	0,3...2 %	не влияет	-	↑	+4	[5]
	0,4...2 %	↓	-(40...45)	↑	+6	[3]

Следует отметить, что характер экспериментальных зависимостей точки M_n от содержания хрома и марганца (рис. 1) в исследованных Fe-Cr-Mn сталях аналогичен зависимостям Штейнберга-Зюзина [5, 6], что свидетельствует об адекватности этих результатов.

Степень снижения точки M_n , °С на 1 % легирующего элемента под влиянием марганца, хрома и углерода в целом совпадает с ранее полученными данными [5, 6]. Вместе с тем, степень влияния хрома в Fe-Cr-Mn исследованных сталях проявляется сильнее (по нашим данным), что можно объяснить присутствием аустенитообразующего марганца, усиливающего влияние Cr на физико-химическую активность углерода в аустените.

2. Разработка модели влияния элементов на точку M_n и фазовый состав наплавленного металла. За основу моделирования были взяты экспериментальные зависимости точки M_n от

содержания хрома и марганца (рис. 1, а и б) в сталях 10X14Г(0...8) и 30X(2...8)Г6С2Ф [3]. По данным табл. 1 определяли среднюю степень изменения точки M_n (ΔM_n , °C) под влиянием хрома, марганца, кремния и углерода в наплавленных Fe-Cr-Mn сталях (в °C/1 % легирующего элемента). Исходя из принципа аддитивности влияния легирующих элементов при прочих равных условиях определяли суммарное отклонение точки M_n на основании литературных [3 – 6, 8] и экспериментальных данных по следующей обобщающей формуле (°C):

$$\Delta M_n = - 500 \cdot \Delta C - 38 \cdot \Delta Mn - 8 \cdot \Delta Cr - 40 \cdot \Delta Si, \quad (1)$$

где ΔC , ΔMn , ΔSi , ΔCr разница между содержанием легирующего элемента в базовой стали (экспериментальной по данным [3]) и наплавленного металла, %.

По полученной разнице в положении точки M_n (ΔM_n) для сталей с соответствующим содержанием хрома или марганца в базовых системах сталей 30X(2...8)Г6С2Ф и 10X14Г(0...8) определялись расчетные значения точки M_n (°C):

$$M_{n(расч.)} = M_{n(базов.)} + \Delta M_n. \quad (2)$$

По данным (рис. 1) построены графические и аналитические зависимости между количеством мартенсита закалки (M), аустенита (A) и точки M_n для систем легирования сталей 30X(2...10)Г6С2Ф и 10X14Г(0...12) (рис. 2) с экстраполяцией до больших значений содержания хрома (14,0 %) и марганца (11,5 %). Эти кривые, например, при варьировании хрома, наиболее точно аппроксимируются полиномиальной функцией 3-й степени:

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

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

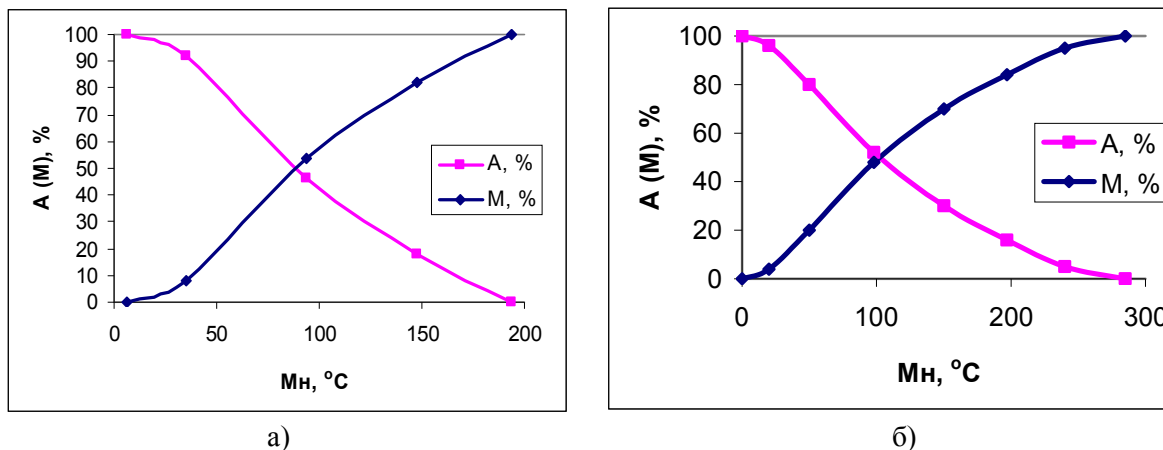


Рис. 2 – Экспериментальные зависимости содержания мартенсита и аустенита в Fe-Cr-Mn сталях от положения точки M_n под влиянием: а) хрома (стали 30X(2...10)Г6С2Ф); б) марганца (стали 10X14Г(0...12))

По зависимостям (3) и рис. 2 определяли расчетное содержание M и A в модельных и реально наплавленных Fe-Cr-Mn сталях аналогичной системы легирования. По полученным расчетным данным и рис. 2 построены графические зависимости $m. M_n - f(Cr, \%)$; количество аустенита $A, \% - f(Cr, \%)$; и $m. M_n - f(Mn, \%)$; количество аустенита $A, \% - f(Mn, \%)$ при различных вариациях содержания других элементов (Mn, Cr, Si, C) с экстраполяцией до больших значений содержания хрома (~14 %) и марганца (~12 %), которые приведены на рис. 3 и 4.

С использованием регрессионного анализа экспериментальных данных и их компьютерной обработки на сталях близкого легирования Fe-0,3%C-(2...8)%Cr-6%Mn-2%Si и Fe-

0,1%С-14%Cr-(0...8)%Mn построена физико-математическая модель влияния хрома и марганца на точку M_n , которая выражена полиномиальными зависимостями:

$$M_n(Cr) = -a \cdot Cr^3 + b \cdot Cr^2 - c \cdot Cr + d + \Delta M_n, \quad (4)$$

$$M_n(Mn) = -a \cdot (Mn)^2 - b \cdot (Mn) + c + \Delta M_n, \quad (5)$$

где Cr и Mn – содержание элементов в наплавленном металле, масс. %;
 a, b, c, d – постоянные коэффициенты, отражающие степень влияния элемента; коэффициенты корреляции для (4) $R^2=0,9999$; для (5) $R^2=0,9975$.

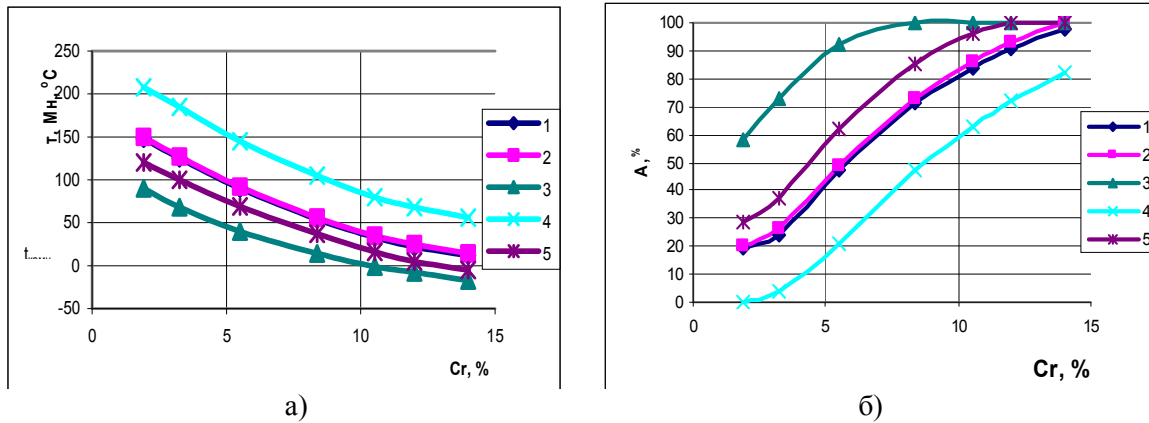


Рис. 3 – Экспериментальные и расчетные зависимости влияния хрома на положение точки M_n (а) и количество аустенита (б) в Fe-Cr-Mn сталях с различной вариацией легирующих элементов: 1 - экспериментальные стали 30X(2...8)Г6С2Ф (с экстраполяцией кривых до 14,0 % Cr); модельные: 2 – 20X(2...14)Г8СФ; 3 –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

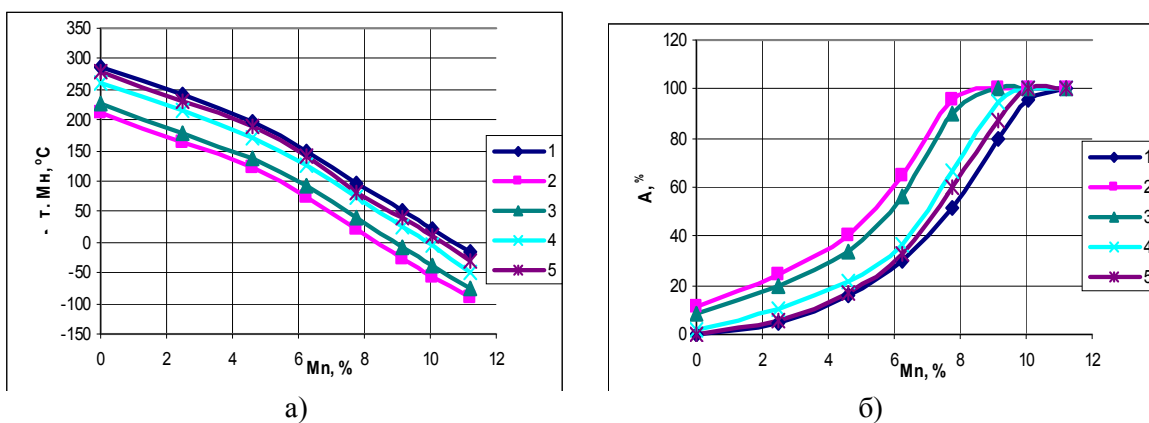


Рис. 4 – Экспериментальные и расчетные зависимости влияния марганца на положение точки M_n (а) и количество аустенита в Fe-Cr-Mn сталях с различной вариацией легирующих элементов: 1 – экспериментальные стали 10X14Г(0...8) (с экстраполяцией кривых до 11,5 % Mn); модельные: 2 – 20X12Г(0...12)СФ; 3 – 20X10Г(0...12)СФ; 4 – 10X12Г(0...12)СФ; 5 – 10X10Г(0...12)СФ

С помощью разработанной модели и компьютера рассчитаны значения и построены серии кривых: зависимостей точки M_n при дискретных значениях содержания хрома и марганца (например, 6, 8, 10, 11, 12, 13, 14 %) от изменения содержания другого компонента, которые приведены на рис. 5.

Разработанная физико-математическая модель может использоваться для прогнозирования точки M_n и фазового состава в наплавленном Fe-Cr-Mn металле, а также в сталях полученных иными технологическими приемами (литье, ковка, прокатка) с более широким диапазоном

содержания легирующих элементов (например, 6...14,5 % Cr, 5...12 % Mn; 0,3...2,5 % Si) и углерода 0,1...0,4 % с аустенитной, А-М и М-А структурой. И наоборот, по заданному фазовому составу – определять необходимое содержание легирующих элементов и соответствующее положение точки M_n .

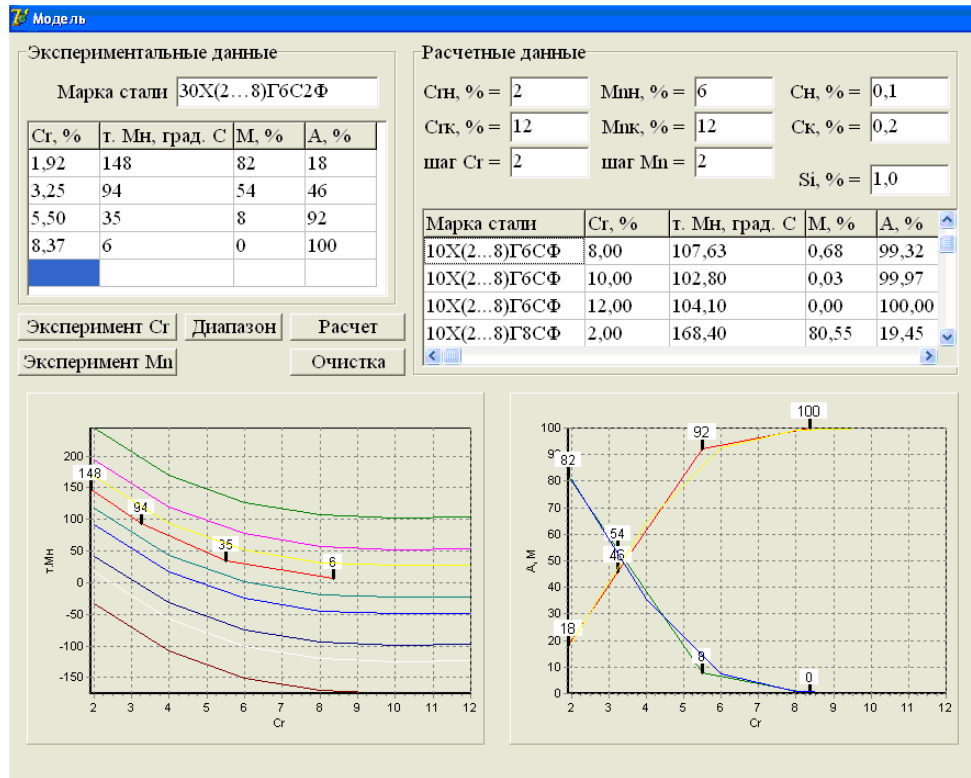


Рис. 5 – Результаты расчета положения точки M_n и количества аустенита в Fe-Cr-Mn наплавленных сталях от содержания хрома при разных концентрациях марганца (от 6 до 12 %) и углерода (от 0,1 до 0,2 %)

3. Анализ адекватности модели влияния легирующих элементов на точку M_n и фазовый состав наплавленных сталей. Количественный анализ формирования фазового состава, структуры и свойств Fe-Cr-Mn наплавленного металла показывает, что при содержании, например, ~ 0,2 % C, 8 % Mn и ~ 1,0 %, Si переход из А-М в аустенитное состояние, характеризуемый понижением $t. M_n$ ниже 20 °С, будет возможен при содержании хрома ≥ 14 %. При 0,2 % C, ~ 10 % Mn; ~1,0 % Si это будет возможно при уже меньшем содержании хрома > 10 % Cr (рис. 3, кривые 2 и 3), что объясняется стабилизирующим аустенит влиянием большего содержания марганца (~10 %). При содержании в наплавленном металле, например, ~ 0,2 % C, 10 % Cr ~ 1,0 % Si стали переходят из А-М состояния в чисто аустенитное при содержании $> 10,5$ % Mn; (рис. 4, кривые 3). При содержании хрома ~ 12 %; 0,2 % C; ~ 1,0 % Si этот переход будет соответствовать уже несколько меньшему содержанию ~ 7,8...8,0 % Mn (рис. 4, кривые 2), что объясняется стабилизирующим влиянием большего содержания хрома (12 %). Соответственно, при меньшем содержании углерода (~ 0,1 % C) и аналогичном содержании хрома 10...12 % и кремния ~ 1,0 % переход из А-М состояния в аустенитное станет возможен уже при несколько большей концентрации аустенитообразующего марганца ~9,5...10 % (рис. 4, кривые 4 и 5). Следует подчеркнуть, что это справедливо при условии почти полного растворения указанных легирующих компонентов и углерода в аустените (чего обычно и добиваются в условиях аустенитизации при закалке). Если в условиях замедленного охлаждения наплавленного металла или термообработки элементы могут выводиться из γ -твердого раствора (например, при формировании карбидов или карбонитридов) их содержание в аустените, соответственно, уменьшается, что вызывает повышение точки M_n и способствует образованию мартенсита закалки наряду с аустенитом даже при достаточно большом (для стабилизации аустенита) содержании

легирующих элементов. С помощью разработанной модели определены граничные параметры легирования наплавленных сталей для получения аустенитного состояния через понижение точки M_n ниже $t_{комн.}$:

- при $\sim 0,1\% \text{ C}$; $\geq 12,0\% \text{ Cr}$, $9,5 \dots 10\% \text{ Mn}$, $\sim 1,0\% \text{ Si}$;
- при $\sim 0,2\% \text{ C}$; $10 \dots 12\% \text{ Cr}$, $8,0 \dots 8,5\% \text{ Mn}$; $\sim 1,0\% \text{ Si}$.

С увеличением содержания элементов выше этих предельных концентраций, стали становятся чисто аустенитными с различными температурами $M_n < 20^\circ \text{C}$ (обычно при отрицательных температурах), а точка $M_d > t_{комн.}$, что характеризует разную степень метастабильности аустенита [4].

Если принять условно градацию подклассов сталей М-А ($>50\% \text{ M}$ и $<50\% \text{ A}_{ост}$), А-М ($<50\% \text{ M}$ и $>50\% \text{ A}_{ост}$), аустенитного (100% А), то из анализа рис. 3 б, 4 б видно, что к М - А классу будет отнесены наплавленные стали, содержащие: $\sim 0,1\% \text{ C}$; $\sim 10\% \text{ Cr}$; $1\% \text{ Si}$ при $<7,0\% \text{ Mn}$, а стали с $\sim 0,2\% \text{ C}$; $\sim 12\% \text{ Cr}$, $\sim 1\% \text{ Si}$ - при $<5,5\% \text{ Mn}$. Соответственно, аналогично легированные стали (по Cr, C, Si) с содержанием $>7\% \text{ Mn}$ и $>5,5\% \text{ Mn}$, соответственно, будет иметь А - М структуру, а при $>11\% \text{ Mn}$ - чисто аустенитную (рис. 4 б).

Конечно, для практических рекомендаций следует превышать эти граничные параметры по содержанию этих легирующих компонентов (Cr, Mn, Si) и углерода, т.к. в производственных условиях трудно гарантировать присутствие рассмотренных легирующих элементов исключительно в аустените, в связи с более вероятным образованием карбидов и карбонитридов при охлаждении наплавки или термической обработке.

С использованием разработанной модели созданы новые экономнолегированные порошковые проволоки ПП-Нп-(12...20X(8...13)Г(6...12)СТАФ, обеспечивающие наплавленный металл заданных структурных классов: 20X8Г6СТАФ – М - А; 20X10Г8СТАФ – А - М; 20X12Г9СТАФ – А - М (А); 12X13Г12СТАФ – А [10, 11].

Адекватность построенной модели кроме установления основных критериальных показателей (величина достоверности аппроксимации, коэффициент корреляции, среднее квадратическое отклонение, критерий Фишера и др.) была проверена для реально наплавленных сталей системы легирования Fe-Cr-Mn.

Так, стали наплавленные разработанной порошковой проволокой ПП-Нп-20X12Г10СТАФ [10, 11] в один-два слоя при значительной доле участия основного металла (Ст.3) в формировании наплавленного ($N=0,4 \dots 0,7$), получили состав соответствующий марке 20X8Г6СТФ, которая соответствует кривой 2 на рис. 3 и расчетному содержанию мартенсита закалки $\sim 70\%$, остальное $A_{ост}$. Сталь, наплавленная в 3...5 слоев при меньшей доле участия основного металла ($N=0,28 \dots 0,34$) отвечает составу 20X(11...12)Г(8,5...9)СФ и соответствует кривой 3 (рис. 3), которые при указанном легировании характеризуются понижением точки M_n ниже 0°C и формированием чисто аустенитной метастабильной структуры. Эти расчетные данные в целом подтверждаются экспериментальными результатами, полученными нами в работе [11] (табл. 2).

Таблица 2

Расчетный и фактический фазовый состав наплавленных Fe-Cr-Mn сталей

Марка стали	Содержание фаз, %				Источник
	расчетное		фактическое		
	мартенсит	аустенит	мартенсит	аустенит	
20X12Г9СФ	0	100	0	100	[10, 11]
20X8Г6СФ	60...70	30...40	70...75	25...30	
20X10Г7Ф	29	71	32	68	[12]
20X10Г9Ф	8	92	20	80	
20X13Г7Ф	5	95	5	95	
20X13Г9Ф	0	100	0	100	

Стали 20X10Г7Ф и 20X10Г9Ф по данным работы [12] реально содержали, соответственно, 68% и 80% аустенита (остальное – мартенсит закалки). По расчетам с использованием разработанной модели (рис. 4, кривая 3) они должны были содержать соответственно 70...90% и 85...90% аустенита. Наплавленная сталь 20X13Г7Ф реально содержала 95% аустенита и 5%

мартенсита закалки [12], а в соответствии с расчетами по модели (рис. 4 б, кривая 2) – также ~95 % аустенита и ~5 % мартенсита. Наплавленная сталь 20X13Г9Ф реально была чисто аустенитной и согласно модели этому составу соответствует также аустенитная структура (рис. 3, кривая 2 и рис. 4, между кривыми 2 и 3), точка $M_n < 20$ °С) (табл. 2). Несколько завышенное количество аустенита в рассчитанных результатах (стали 20X10Г9Ф и 20X10Г7Ф) по сравнению с фактическим объясняется большим содержанием кремния в модельных сталях.

Таким образом, построенная модель в полной мере моделирует фазовый состав наплавленных Fe-Cr-Mn сталей, полностью соответствует экспериментальным результатам, что подтверждает ее адекватность реальным процессам формирования состава и структуры наплавленного металла.

В свою очередь, изменение количества мартенсита закалки и аустенита за счет варьирования легирования наплавленного металла позволяет управлять степенью метастабильности аустенита и кинетикой ДМПИ, что и определяет формирование механических и эксплуатационных свойств [11].

Выводы:

1. На основе количественного анализа литературных и экспериментальных данных разработанная физико-математическая модель влияния основных легирующих элементов (Cr, Mn, Si) и углерода на положение мартенситной точки (M_n) и формирование фазового состава наплавленных Fe-Cr-Mn сталей.
2. Созданная модель, адекватность которой подтверждается экспериментальными результатами, позволяет прогнозировать изменения фазового состава и степени метастабильности аустенита наплавленных Fe-Cr-Mn сталей, следовательно, и свойств в зависимости от их химического состава.
3. Модель может быть использована при проектировании химического состава наплавленного металла и сталей иных способов получения в системе легирования Fe-Cr-Mn мартенситного, мартенситно-аустенитного, аустенитно-мартенситного и аустенитного классов, а также регулирования количества α - и γ -фаз, степени метастабильности аустенита и получаемых свойств.

Список использованных источников:

1. Лившиц Л.С. Основы легирования наплавленного металла /Л.С. Лившиц, Н.А. Гринберг, Э.Г. Куркумелли. – М.: Машиностроение, 1969. – 188 с.
2. Разиков М.И. Опыт применения наплавленного металла типа 30X10Г10Т для наплавки быстоизнашивающихся деталей /М.И. Разиков, И.А. Толстов, Б.А. Кулишенко // Сварочное производство, 1966. - №9. – С. 30-31.
3. Чейлях А.П. Экономнолегированные сплавы и упрочняющие технологии. – Харьков: ННЦ ХФТИ, 2003. – 212 с.
4. Филиппов М.А. Стали с метастабильным аустенитом / М.А. Филиппов, В.С. Литвинов, Ю.Р. Немировский. - М.: Металлургия, 1988. – 256 с.
5. Штейнберг С.С. Термическая обработка стали. - М.: Машгиз, 1950. – 256 с.
6. Меськин В.С. Основы легирования стали. - М.: Металлургия. - 1964. - 684 с.
7. Гольдштейн М.И. Специальные стали./ М.И. Гольдштейн, С.В. Грачев, Ю.Г. Векслер. - М.: МИСИС, 1999. - 408 с.
8. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. - М.: Металлургия, 1979. – 392 с.
9. Блантер М.Е. Кинетика мартенситного превращения (количественная теория). – в кн.: Диффузия, фазовые превращения, механические свойства металлов и сплавов. Межвузовский сборник. – М.: ВЗМИ, 1978. – Вып. 2, С. 7-25.
10. Cheiliakh Y. The creation of a new economical (nickel free) powder-like wire for surfacing made of metastable metal, self-strengthened during wear/ Y. Cheiliakh, V. Chidgarev, G. Sheychenko. - 1-st Mediterranean Conference: Heat Treatment and Surface Engineering in the Manufacturing of Metallic Engineering Components. – Sharm El-Sheikh, Egypt, December 1-3, 2009.
11. Cheiliakh Ya.A. Structure and properties of deposited wear-resistant Fe-Cr-Mn steel with controllable content of metastable austenite / Y.O. Cheiliakh, V.V.Chigarev // The Paton welding Journal / August 2011# 8, pp. 17-21.
12. Разработка и исследование новой порошковой ленты для наплавки колес мостовых кранов / Л.С. Малинов, А.П. Чейлях, Е.Я. Харланова и др. // Сварочное производство.- 1995.- № 10.- С. 22-25.

Bibliography:

1. Livshits I.S. Bases of alloying of surfacing metal /I.S. Livshits, N.A. Grinberg, E.G. Kurkumelli – M.: Mashinostroenie, 1969. – 188 p. (Rus.)
2. Razikov M.I. Experience of application of surfacing metal of type 30Cr10Mn10 for surfacing of quickwared details / M.I. Razikov, I.A. Tolstov, B.A. Kulishenko // the Svarochnoe proizvodstvo (Welding production), 1966. - №9. – P. 30-31. (Rus.)
3. Cheilyakh A.P. Economically alloying alloys and strengthening technologies. Kharkov: NNC KHFTI, 2003. – 212 p. (Rus.)
4. Filippov M.A. Steels with metastable austenite / M.A. Filippov, V.S. Litvinov, Yu.R. Nemirovskiy. - M.: Metallurgia, 1988. – 256 p. (Rus.)
5. Shteynberg S.S. Heat treatment of steels. - M.: Mashgiz, 1950. – 256 p. (Rus.)
6. Mes'kin V.S. Alloying Bases of alloying steels. - M.: Metallurgy. - 1964. - 684 p. (Rus.)
7. Gol'dshteyn M.I., Grachev S.V., Veksler Yu.G. the Special steels./ M.I. Gol'dshteyn, S.V. Grachev, Yu.G. Veksler. - M.: MISIS, 1999. - 408 p. (Rus.)
8. Novikov I.I. Theory of heat treatment of metals. - M.: Metallurgia, 1979. – 392 p. (Rus.)
9. Blanter M.E. Kinetics of martensite transformation (quantitative theory). – in book.: Diffusion, phase transformations, mechanical properties of metals and alloys. Mezhvuzovskiy collection. – M.: VZMI, 1978. – V. 2, P. 7-25. (Rus.)
10. Cheiliakh Y. The creation of and new economical (nickel free) powder-like wire for surfacing made of metastable metal, self-strengthened during wear/ Y. Cheiliakh, V. Chidgarev, G. Sheychenko. - 1-st Mediterranean Conference: Heat Treatment and Surface Engineering in the Manufacturing of Metallic Engineering Components. – Sharm El-Sheikh, Egypt, December 1-3, 2009.
11. Cheiliakh Ya.A. Structure and properties of deposited wear-resistant Fe-Cr-Mn steel with controllable content of metastable austenite / Y.O. Cheiliakh, V.V.Chigarev // The Paton welding Journal / August 2011# 8, pp. 17-21.
12. Development and research of new powder-like ribbon for surfacing of wheels of roadways of crane/ L.S. Malinov, A.P. Cheilyakh, E.Ya. Kharlanova and other of // the Svarochnoe proizvodstvo (Welding production).- 1995.- №10.- P. 22-25. (Rus.)

Рецензент: В.Г. Ефременко
д-р техн. наук, проф., ГВУЗ «ПГТУ»

Статья поступила 11.09.2013

УДК 669.018:620.178.167.001.5

© Малинов В.Л.¹, Мак-Мак А.С.²

**УПРАВЛЕНИЕ ФАЗОВЫМ СОСТАВОМ ПРИ ДУГОВОЙ НАПЛАВКЕ
ПОД ФЛЮСОМ ДОПОЛНИТЕЛЬНОЙ ПРИСАДКОЙ ПРОВОЛОКИ**

Представлены результаты исследований свойств наплавленного металла различного назначения, содержащего в качестве одной из основных структурных составляющих метастабильный аустенит. Показано, что для повышения износостойкости наплавленного металла количеством и стабильностью аустенита необходимо управлять. Эффективным способом, позволяющим регулировать химический, фазовый составы и свойства наплавленного металла, а также повысить производительность при автоматической наплавке под флюсом является дополнительная присадка проволоки различного состава.

Ключевые слова: наплавленный металл, аустенит, мартенсит, карбиды, износостойкость, присадка проволоки.

¹ канд. техн. наук, доцент ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь

² гл. инженер, НТК ЧАО «АзовЭлектроСталь», г. Мариуполь