

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НАПЛАВЛЕННОЙ ИЗНОСОСТОЙКОЙ Fe–Cr–Mn СТАЛИ С РЕГУЛИРУЕМЫМ СОДЕРЖАНИЕМ МЕТАСТАБИЛЬНОГО АУСТЕНИТА

Я. А. ЧЕЙЛЯХ, асп., В. В. ЧИГАРЕВ, д-р техн. наук (Приазов. гос. техн. ун-т, г. Мариуполь)

Приведены результаты изучения структуры и фазовых превращений наплавленного порошковой проволокой ПП-Нп-20Х12Г10СФ металла. Показана возможность управления содержанием, степенью метастабильности аустенита и износостойкостью наплавленного металла системы Fe–Cr–Mn.

Ключевые слова: дуговая наплавка, порошковая проволока, износостойкость, метастабильный аустенит, мартенсит

Разработка высокоэффективных способов восстановления и упрочнения изношенных рабочих поверхностей быстроизнашивающихся деталей различного оборудования остается весьма актуальной задачей. Одним из ее решений является создание наплавочных материалов, обеспечивающих деформационную метастабильность аустенита наплавленной легированной стали, способной к значительному деформационному самоупрочнению в процессе износа [1–3]. Существенный вклад в формирование свойств такого наплавленного металла вносит реализация деформационных $\gamma \rightarrow \alpha'$ и $\gamma_{\text{ост}} \rightarrow \alpha'$ мартенситных превращений при испытаниях (ДМПИ) или эксплуатации [2–8]. Однако эти преимущества пока недостаточно используются в порошковых наплавочных материалах и наплавляемых ими метастабильных износостойких сталях, а литературные данные по изучению возможностей регулирования степени метастабильности наплавленного металла весьма ограничены [6, 7]. Поэтому разработка новых электродных материалов, обеспечивающих наплавку таких метастабильных экономнолегированных сталей с регулируемым количеством и метастабильностью аустенита, — весьма актуальная задача, представляющая собой определенный научный и прикладной интерес.

Целью настоящей работы является изучение структуры, фазовых превращений, возможностей регулирования количества и метастабильности аустенита и свойств Fe–Cr–Mn износостойкой стали, наплавленной разработанной порошковой проволокой ПП-Нп-20Х12Г10СФ [8].

Наплавку разработанной порошковой проволокой диаметром 4 мм проводили под флюсом АН-348 на подложку из стали Ст3 и стали 45 при следующих режимах: $I_{\text{н}} = 320 \dots 480$ А, $U_{\text{д}} =$

$= 28 \dots 32$ В, $v_{\text{н}} = 22 \dots 32$ м/ч. Использовали различные конструктивно-технологические схемы наплавки: в один, два, три слоя, а также в четыре-пять слоев аналогично тому, как это проводится для реальных деталей. Из наплавленного металла изготавливали образцы для исследований. По соотношению площади проплавления к общей площади наплавленного металла определяли долю участия основного металла в металле шва. Цифровые изображения вводили в компьютер, где обрабатывали по методике из работы [9]. Долю участия основного металла изменяли регулированием параметров наплавки ($I_{\text{н}}$, $U_{\text{д}}$, $v_{\text{н}}$), что позволяло влиять на химический состав наплавленного металла, особенно на содержание хрома и марганца [1].

Анализ химического состава проводили на вакуумных квантометрах «Spectrovac 1000» и «SpectroMAXx» спектральным методом, фазовый анализ наплавленного металла — на рентгеновском дифрактометре «ДРОН-3» в Fe- K_{α} -излучении, в интервале углов $2\theta = 54 \dots 58^{\circ}$, макроскопический анализ — на поперечных и продольных макрошлифах наплавленного металла с глубоким травлением смесью кислот (100 мл HCl, 10 мл HNO₃ и 100 мл H₂O). Микроструктуры изучали на металлографических микроскопах ММР-2 и «Neophot-21» ($\times 50 \dots 500$), микротвердость структурных составляющих измеряли на микротвердомере ПМТ-3 вдавливанием алмазной четырехгранной пирамиды под нагрузкой 1,96 Н, а твердость наплавленного металла — на приборе ТК (Роквелла) с нагрузкой 1500 Н (HRC) и 600 Н (HRA). Динамические испытания проводили на маятниковом копре ИО5003 на образцах размером 10×10×55 мм с U-образным надрезом. Испытания на износ при сухом трении металла по металлу проводили на машине МИ-1М на образцах размером 10×10×27 мм по схеме колодка (испытываемый образец) — ролик (контрольное тело), вращающийся со скоростью 500 мин⁻¹ (линейная скорость в зоне трения 1,31 м/с, путь трения

1965 м). Время изнашивания между двумя взвешиваниями составляло 5 мин, что обеспечивало разогрев поверхности контакта (подобно разогреву деталей оборудования в реальных условиях изнашивания), общее время изнашивания — 25 мин. Взвешивание проводили с точностью до 0,0001 г. Относительную износостойкость определяли по формуле

$$\varepsilon = \frac{\Delta m_{\text{э}}}{\Delta m_{\text{обр}}},$$

где $\Delta m_{\text{э}}$, $\Delta m_{\text{обр}}$ — соответственно потери массы эталона и образца наплавленного металла за одинаковое время изнашивания.

В качестве эталона использовали сталь 45 твердостью *HV* 180...190. Испытания на ударно-абразивный износ проводили на установке, приведенной в [10] в среде литой чугунной дроби (фракции 0,5...1,5 мм) со скоростью вращения образцов 2800 мин⁻¹. Испытания на абразивный износ проводили по схеме Бринелля – Хаурта. Относительную ударно-абразивную $\varepsilon_{\text{y,a}}$ и абразивную ε_{a} износостойкость также определяли по приведенной выше формуле.

При наплавке порошковой проволокой обеспечивалось требуемое формирование наплавленного слоя без видимых дефектов и хорошее отделение шлаковой корки. Высота наплавленного слоя при однослойной наплавке составляла 6...8, при двухслойной — 11...15 и при трехслойной — 16...18 мм. Химический состав наплавленного металла в зависимости от количества слоев и сварочно-технологических параметров соответствует составу стали типа 20Х(7...12)Г(5...9)СФ. В случае одно- и двухслойной наплавки содержание хрома в наплавленном металле находилось в пределах 6,41...7,98 %, марганца 4,86...5,6 %.

Микроструктура однослойно наплавленного металла состоит из мартенсита и 15...35 % остаточного аустенита $A_{\text{ост}}^1$ (рис. 1). Структура по толщине наплавленного металла неравномерная. Мартенсит имеет пакетное (реечное) строение, что свидетельствует о том, что это низкоуглеродистый мартенсит. Верхняя зона однослойной наплавки небольших размеров (0,6...0,8 мм) имеет мелкокристаллическое строение (рис. 1). Далее следует довольно протяженная (2...5 мм) зона с ярко выраженными вытянутыми преимущественно нормально к наплаваемой поверхности кристаллами толщиной около 0,02 мм и длиной около 0,3 мм, которые вытянуты в направлении, противоположном направлению теплоотвода вглубь основного металла. Под ней располагается равномерная переходная зона толщиной от 0,14 до

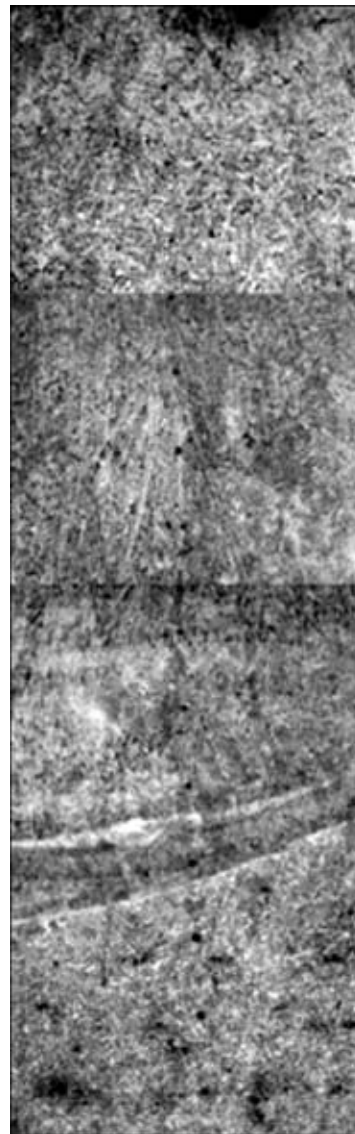


Рис. 1. Изменение микроструктуры ($\times 50$) Fe–Cr–Mn стали в однослойном наплавленном состоянии

0,3 мм, которая граничит с зоной сплавления, после которой располагается зона термического влияния (ЗТВ) и далее ферритно-перлитная структура основного металла.

Изменение микротвердости по глубине наплавленной Fe–Cr–Mn стали приведено на рис. 2. Более высокие значения микротвердости соответствуют преимущественно мартенситной фазе, а

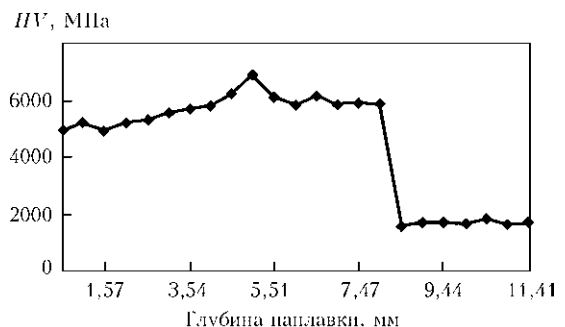


Рис. 2. Распределение микротвердости по глубине однослойного наплавленного Fe–Cr–Mn металла

¹ В исследованиях принимала участие О. И. Трофимец.

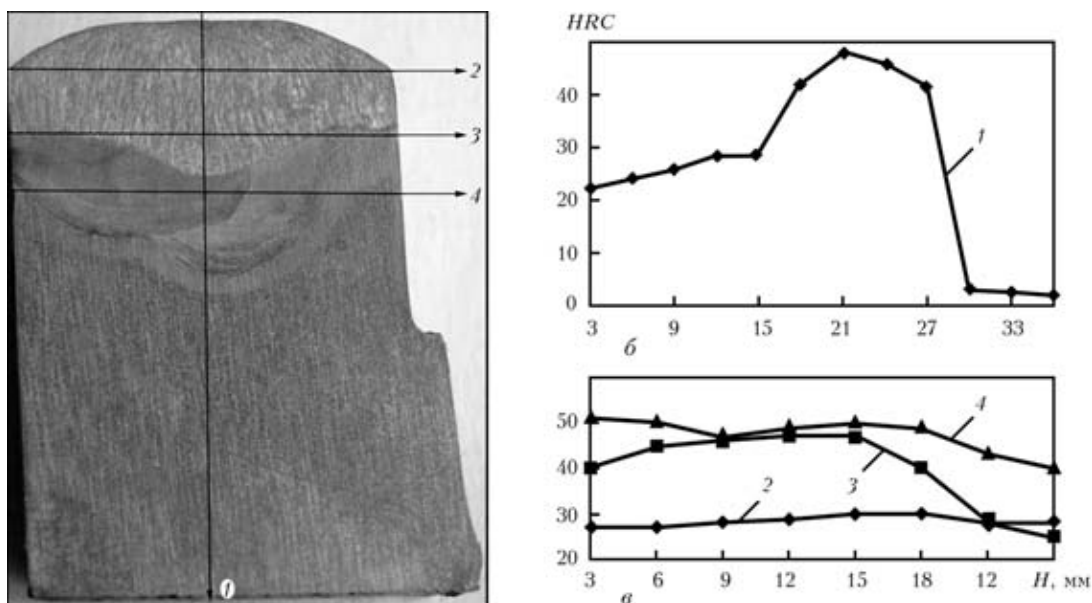


Рис. 3. Макроструктура (а) и изменение твердости поперечного макрошлифа многослойного наплавленного металла типа 20Х12Г9СФ в вертикальном (б) и горизонтальном (в) направлениях (1–4)

более низкие — аустенитной. При этом микротвердость составляет $HV\ 5000...5600$ МПа по глубине наплавки $0,59...3,0$ мм, что соответствует аустенитно-мартенситной структуре с преобладанием аустенитной составляющей, а более высокие ее значения $HV\ 5800...7000$ МПа (на глубине $3,5...8,5$ мм) — мартенситно-аустенитной структуре с преобладанием мартенсита. Это обусловлено некоторым возможным градиентом концентраций хрома и марганца по глубине наплавленного слоя, влияющим на положение мартенситных точек (M_n и M_k), которое предопределяет фазовое соотношение между мартенситом и аустенитом. Затем наблюдается переходная зона от наплавленного металла к основному, который характеризуется резким снижением микротвердости от $HV\ 5900$ МПа до $HV\ 1600...1900$ МПа и соответственно твердости с $HRC\ 46...48$ до $HRC\ 28$.

Макроструктура многослойного наплавленного металла Fe–Cr–Mn приведена² на рис. 3, где отдельные слои наплавленного металла отличаются разной степенью травимости. Причем первые (нижние) слои имеют повышенную травимость по сравнению с верхним. Это можно объяснить разной степенью их легированности: нижние слои менее легированы, поскольку в них происходило перемешивание и большее разбавление сварочной ванны нелегированной сталью основы. Макроструктура первых (нижних) слоев отличается мелкой зернистостью, что может быть обусловлено процессами перекристаллизации металла при нагреве за счет тепла наплаваемого последующего слоя. Металл ЗТВ имеет более светлый цвет, что можно объяснить также перекристаллизацией основного металла под зоной сплавле-

ния. Верхний слой характеризуется дендритным строением.

Панорама изменения микроструктуры наплавленного металла Fe–Cr–Mn при многослойной наплавке приведена на рис. 4. Микроструктура верхнего слоя представляет собой преимущественно аустенит с включениями карбидных частиц состава $(Cr, Fe)_{23}C_6$, VC. Под ним располагаются слои наплавленного металла с аустенитно-мартенситной, а далее с мартенситно-аустенитной структурой, армированной также включениями карбидов. В верхних наплавленных слоях наблюдаются вытянутые нормально к поверхности аустенитные дендриты, которые росли в направлении, обратном теплоотводу. Аустенитные зерна содержат линии скольжения и двойники, а также признаки структуры ϵ -мартенсита, что свидетельствует о его деформационной метастабильности, т. е. способности к самоупрочнению за счет динамического двойникования и $\gamma \rightarrow \alpha'$ ДМПИ. На химический состав наплавленного металла существенное влияние оказывает степень проплавления и доля участия основного металла в металле наплавки. При многослойной наплавке состав каждого слоя различается в зависимости от доли участия основного металла в образовании последующего наплавленного слоя.

Изменение доли участия основного металла (Ст3) в наплавленном оказывало влияние на химический состав наплавленных слоев по содержанию хрома ($8...12\%$) и марганца ($5,6...9\%$), а содержание углерода, кремния и ванадия практически оставалось постоянным. Отличия в содержании легирующих элементов в указанных пределах сказывались на положении мартенситных точек (M_n, M_k) и фазовом составе, а именно

² В исследованиях принимала участие Н. Е. Караваева.

содержании мартенсита закалки и метастабильного аустенита.

Преимущественно аустенитная структура верхнего слоя наплавки свидетельствует о наибольшем содержании в нем хрома и марганца, понижающих мартенситные точки M_n и M_k (очевидно ниже комнатной температуры). Средние наплавленные слои имеют аустенитно-мартенситную структуру, что обусловлено, вероятно, несколько меньшим содержанием хрома и марганца по сравнению с верхними слоями. Формирование мартенситно-аустенитной структуры в первых наплавленных слоях свидетельствует о еще меньшем содержании легирующих элементов вследствие большего перемешивания с металлом основы. В результате мартенситная точка M_n находится выше комнатной температуры, вследствие чего при охлаждении образуется преимущественно мартенсит закалки с небольшим количеством $A_{ост}$. Таким образом, параметрами наплавки, обуславливающими различное проплавление, долю участия основного металла в формировании сварочной ванны, а также количеством слоев наплавки можно эффективно управлять ее химическим и фазовым составом. В свою очередь от соотношения между мартенситом и аустенитом существенно зависит степень деформационной метастабильности аустенита и кинетика $\gamma \rightarrow \alpha'$ ДМПИ [11], что определяет формирование механических характеристик, а при оптимальных параметрах достигается повышенный уровень износостойкости наплавленной стали.

Изменение твердости поперечных шлифов наплавленной Fe–Cr–Mn стали при многослойной наплавке косвенно подтверждает характер изменения фазового состава и микроструктуры. Измерения проводили в соответствии со схемой, приведенной на рис. 3, а, а изменение значений твердости в вертикальном 1 и горизонтальных 2–4 направлениях показано на рис. 3, б, в. Верхний слой наплавленного металла характеризуется невысокой твердостью от HRC 22 до HRC 28, что соответствует аустенитной структуре. При этом по глубине слоя твердость увеличивается. Наиболее высокая твердость обнаруживается в средних и нижних слоях наплавленного металла (HRC 42...47) (см. рис. 3, б), имеющих мартенситно-аустенитную структуру. В зоне сплавления происходит резкое падение твердости с HRC 47 примерно до 5 HRC , так как мартенситно-аустенитная структура переходит в исходную ферритно-перлитную.

Соответствующее рассмотренным слоям изменение твердости наблюдается и в горизонтальном направлении (см. рис. 3, в). Наименьшей твердостью HRC 28...30 с равномерным ее распределением характеризуется верхний слой, а более высокой — средний и нижний слой наплавлен-

ного металла. Твердость среднего и нижнего слоев соответствует HRC 46...48 и HRC 48...50. Снижение твердости влево и вправо от центра по горизонтали показывает фактический переход в верхний слой.

Проведены сравнительные испытания износостойкости разработанных Fe–Cr–Mn и Fe–Cr–Ni наплавленных металлов аустенитного класса, а также выполненного импортной проволокой типа Св-08Х20Н10Г7СТ (применяющейся для наплавки валков пильгерстана в ПАО «ММК им. Ильича»), в различных условиях изнашивания. Механические свойства наплавленных сталей (без термической обработки) приведены в таблице. Из нее следует, что ударная вязкость Fe–Cr–Ni наплавленного металла в 2 раза выше, чем у Fe–Cr–Mn, что обусловлено чисто аустенитной стабильной структурой с низкой твердостью (HRC 19), пониженным содержанием углерода и положительным влиянием никеля на пластические и вязкостные свойства [12].

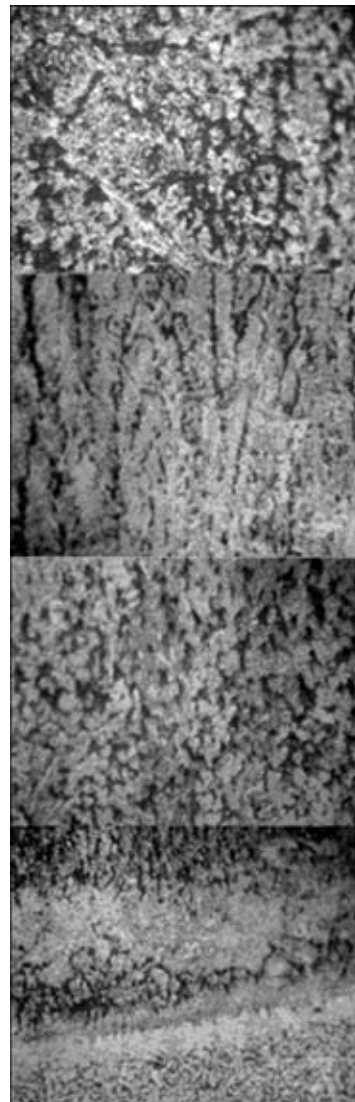


Рис. 4. Изменение микроструктуры ($\times 170$) поперечного шлифа в многослойно наплавленной Fe–Cr–Mn стали

Механические свойства наплавленных сталей

Тип легирования наплавленного металла	Твердость HRC	Ударная вязкость КСУ, МДж/м ²	ϵ	$\epsilon_{y.a}$	ϵ_a
20X8Г6АСФ	34	0,35	1,22	3,44	1,4
20X12Г9СФ	33	0,42	1,05	3,52	1,5
08X20Н10Г7СТ	19	1,10	1,10	2,10	0,9

В условиях сухого трения металла по металлу (с разогревом поверхности трения) износостойкость ϵ наплавленного Fe–Cr–Mn металла на 10...15 % выше, чем хромоникелевого, а в условиях абразивного и ударно-абразивного изнашивания $\epsilon_{y.a}$ в 1,5...1,8 раза выше. Это объясняется метастабильностью аустенита в структуре стали 20X8Г6АСФ и значительным самоупрочнением поверхностного слоя в процессе изнашивания за счет протекания $\gamma \rightarrow \alpha'$ ДМПИ. Так, если до изнашивания наплавленный металл 20X8Г6АСФ содержал 15 % мартенсита закалки и 85 % метастабильного аустенита, то после ударно-абразивного изнашивания в поверхностном слое содержание мартенсита возросло до 41 %. Соответственно в наплавленном металле 20X12Г9СФ до изнашивания содержалось 100 % метастабильного аустенита, а после изнашивания при сухом трении в поверхностном слое образцов обнаруживалось 27,5 % мартенсита деформации, наряду с аустенитом. Полученные данные свидетельствуют, что может быть достигнут более высокий уровень эксплуатационной стойкости разработанного безникелевого состава наплавленного металла по сравнению с хромоникелевым, наплавленным проволокой 08X20Н10Г7СТ (дефицитной и значительно более дорогой — примерно 1300... 1500 дол./т).

Оптимальным с точки зрения наиболее полной реализации возможностей $\gamma \rightarrow \alpha'$ ДМПИ в повышении износостойкости следует считать состав наплавленного металла 20X12Г9СФ. Способами термообработки, химико-термической обработки, плазменного или электронно-лучевого воздействия можно дополнительно создавать новые гетерофазно-структурные модификации для управления свойствами разработанного наплавленного металла.

Выводы

1. Химический состав и структура наплавленного металла закономерно изменяются по сечению

наплавки в зависимости от количества наплавленных слоев, степени проплавления и доли участия основного металла в наплавке.

2. Режимы электродуговой наплавки можно эффективно управлять фазовым составом (соотношением аустенита и мартенсита), степенью метастабильности аустенитной составляющей наплавленного Fe–Cr–Mn металла и, как результат, механическими свойствами.

3. Сравнительные испытания показали повышенную износостойкость наплавленного метастабильного Fe–Cr–Mn металла по сравнению с известным хромоникелевым составом металла, полученным наплавкой с использованием дорогой и дефицитной проволоки 08X20Н10Г7СТ.

1. *Лившиц Л. С., Гринберг Н. А., Куркумелли Э. Г.* Основы легирования наплавленного металла. — М.: Машиностроение, 1969. — 188 с.
2. *Разиков М. И., Толстов И. А., Кулишенко Б. А.* Опыт применения наплавленного металла типа 30X10Г10Т для наплавки быстроизнашивающихся деталей // Свароч. пр-во. — 1966. — № 9. — С. 30–31.
3. *Кулишенко Б. А., Шумяков В. А., Маслич С. Ю.* Использование мартенситного превращения при деформации для повышения износостойкости наплавленного металла // Наплавка: опыт и эффективность применения. — Киев, 1985. — С. 76–79.
4. *Филиппов М. А., Литвинов В. С., Немцовский Ю. Р.* Стали с метастабильным аустенитом. — М.: Металлургия, 1988. — 256 с.
5. *Повышение работоспособности валков пилигримовых станков наплавкой новой порошковой проволокой ПП-35ЖН / А. И. Ковальчук, А. И. Олдаковский, Л. С. Малинов и др.* // Свароч. пр-во. — 1984. — № 7. — С. 12–13.
6. *Разработка и исследование новой порошковой ленты для наплавки колес мостовых кранов / Л. С. Малинов, А. П. Чейлях, Е. Я. Харланова и др.* // Там же. — 1995. — № 10. — С. 22–25.
7. *Малинов В. Л., Чигарев В. В.* Влияние структуры на износостойкость наплавленного металла при различных видах ударно-абразивного износа // Вест. Приазов. гос. техн. ун-та: Мариуполь, 1997. — Вып. 3. — С. 141–144.
8. *Cheiliakh Y., Chigarev V., Sheychenko G.* The creation of a new economical (nickel free) powder-like wire for surfacing made of metastable metal, self-strengthened during wearing // 1-st Mediterranean conf.: Heat treatment and surface engineering in the manufacturing of metallic engineering components. — Sharm El-Sheikh, 1–3 Dec., 2009.
9. *Акулов А. И., Алешин Н. П., Чернышев Г. Г.* Сварка. Резка. Контроль. — Справ. в 2 т. — М.: Машиностроение, 2004. — Т. 2. — 1104 с.
10. *А. с. 1820300 СССР, МКИ G01N 3/56.* Установка для испытаний на ударно-абразивное изнашивание / А. П. Чейлях, И. М. Олейник. — Заявл. 12.05.91; Опубл. 07.06.93, Бюл. № 21.
11. *Чейлях А. П.* Экономнолегированные метастабильные сплавы и упрочняющие технологии. — Харьков: ННЦ ХФТИ, 2003. — 212 с.
12. *Меськин В. С.* Основы легирования стали. — М.: Металлургия, 1964. — 684 с.

The paper gives the results of studying the structure and phase transformations of metal deposited with flux-cored wire PP-Np-20Kh12G10SF. The possibility of controlling the content, degree of metastability of austenite and wear resistance of deposited metal of Fe–Cr–Mn system is shown.

Поступила в редакцию 28.02.2011