



СТРУКТУРА И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ХРОМОМАНГАНЦЕВОГО НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА

В. Л. МАЛИНОВ, канд. техн. наук, **Л. С. МАЛИНОВ**, д-р техн. наук
(Приаз. гос. техн. ун-т, г. Мариуполь)

Приведены результаты исследований структуры и износостойкости наплавленного порошковыми лентами низкоуглеродистого металла различных структурных классов, содержащего примерно 13 % хрома и от 2 до 12 % марганца. Исследована возможность повышения износостойкости наплавленного металла за счет последующих после наплавки отпуска и цементации. Показано, что получение в структуре наплавленного металла наряду с мартенситом оптимального количества метастабильного аустенита повышает его износостойкость.

Ключевые слова: дуговая наплавка, хромоманганцевый наплавленный металл, структура, мартенсит, метастабильный аустенит, отпуск, цементация, износостойкость

В промышленности для восстановления и упрочнения деталей, работающих в условиях механического износа в сочетании с коррозионным воздействием при обычных и повышенных температурах, широко применяют наплавочные материалы, обеспечивающие получение наплавленного металла типа низкоуглеродистых высокохромистых сталей ($\leq 0,2\% \text{ C}$; $\sim 13\% \text{ Cr}$) мартенситно-ферритного класса. Они находят применение при восстановлении и упрочнении плунжеров гидропрессов и гидроцилиндров, роликов машин непрерывного литья заготовок (МНЛЗ), деталей энергетической, нефтегазовой арматуры и др. [1].

Феррит характеризуется наиболее низким сопротивлением разрушению по сравнению с мартенситом и аустенитом, что не позволяет получить высокую износостойкость наплавленного металла. Для уменьшения содержания феррита и получения преимущественно мартенситной структуры наплавленный металл легируют никелем в количестве 2...4 %. Примером таких наплавочных материалов являются ПП-Нп-12Х13Н2МФА, ПП-Нп-12Х14Н3. Аналогично никелю образование феррита подавляет легирование более дешевым марганцем. Свойства низкоуглеродистого наплавленного металла примерно с 13 % Cr и различным содержанием марганца изучены недостаточно, однако в работах [2–4] приведены данные о структуре и свойствах хромоманганцевых сталей подобного типа.

Целью настоящего исследования являлось изучение структуры низкоуглеродистого хромоманганцевого наплавленного металла различных структурных классов (мартенситного, мартенситно-аустенитного, аустенитно-мартенситного, аустенитного) и определение его износостойкости при различных условиях испытаний для установ-

ления рациональных составов наплавочных материалов для разных условий эксплуатации. Исследована также возможность повышения свойств наплавленного металла за счет режимов отпуска и проведения цементации.

Для наплавки опытных образцов изготавливали однозамковые порошковые ленты сечением 10×3 мм с коэффициентом заполнения 48...50 %. В качестве стальной оболочки использовали холоднокатаную ленту из стали 08кп. В состав шихты в различных количествах вводили марганец металлический, хром металлический, железный порошок, а также небольшое количество ферротитана для измельчения зерна и упрочнения наплавленного металла за счет образования дисперсных карбидов TiC. Наплавку проводили в три слоя под флюсом АН-26 на пластину толщиной 30 мм из стали ВСтЗсп. Режим наплавки был следующим: сила тока 450...500 А, напряжение 30...32 В, скорость наплавки 25 м/ч. Химический состав металла, наплавленного проволокой Св-12Х13 и опытными порошковыми лентами ПЛ-ОП(1-5), приведен в табл. 1.

На предварительном этапе исследований определили, что при наплавке без предварительного подогрева трещины в наплавленном металле ($\sim 13\% \text{ Cr}$ и $\geq 6\% \text{ Mn}$) отсутствовали. Трещины

Таблица 1. Химический состав наплавленного металла, %

Наплавочный материал	C	Cr	Mn	Si	Ti
Св-12Х13	0,11	12,6	0,7	0,55	—
ПЛ-ОП1	0,12	12,5	2,3	0,73	0,14
ПЛ-ОП2	0,15	13,3	4,1	0,62	0,17
ПЛ-ОП3	0,13	13,1	6,2	0,71	0,15
ПЛ-ОП4	0,16	12,9	7,8	0,65	0,18
ПЛ-ОП5	0,17	12,6	12,2	0,66	0,16

Примечание. Содержание S, P $\leq 0,03$ мас. %.



в металле, наплавленном проволокой Св-12Х13 с 0,7 % Mn также отсутствовали. Однако они имелись при 2...4 % Mn. Исключить трещины во всех случаях позволил подогрев до температуры 250 °С. С учетом этого при наплавке образцов для дальнейших исследований подогрев применяли только при необходимости.

Изучали также влияние температуры отпуска, а также цементации на износостойкость наплавленного металла с различным содержанием марганца. Отпуск наплавленных образцов проводили при температурах 450, 550, 650 и 750 °С с выдержкой 1 ч и последующим охлаждением на воздухе. Цементацию образцов осуществляли в твердом карбюризаторе при температуре 950 °С в течение 10 ч с последующим охлаждением образцов на воздухе. После цементации часть образцов подвергали отпуску при температуре 650 °С.

Относительную износостойкость наплавленного металла в условиях сухого трения скольжения по схеме «колодка – ролик» определяли при ком-

натной (ϵ_1) и при температуре 550 °С (ϵ_2). Применявшийся для изнашивания ролик диаметром 70 мм был наплавлен сваркой ТИГ с использованием сплава Р18 (HRC 56). Скорость вращения ролика составляла 200 об/мин. Прижатие образца к ролику осуществлялось нагрузкой 8 кг. Износ при повышенной температуре оценивали с использованием рабочей камеры методической печи после предварительной выдержки образца 15 мин.

Относительную износостойкость ϵ_3 определяли при воздействии на поверхность плоского образца дробью, транспортируемой потоком сжатого воздуха при давлении в системе 5 атм. Диаметр сопла на выходе струи из смесителя 16 мм. Длительность испытания образцов определяли расходом 20 кг дроби. Относительную износостойкость определяли по соотношению потерь массы эталона и образца, отнесенных к площади их изношенной поверхности соответственно. Этот способ испытаний, применяемый для оценки сопротивления усталостному разрушению металла при повторяющемся силовом воздействии, рассмотрен в работе [5].

Одной из основных причин выхода из строя роликов МНЛЗ является термическое растрескивание [1]. Сопротивление термическому растрескиванию (разгаростойкость) металла, наплавленного опытными порошковыми лентами, определяли по количеству циклов нагрев–охлаждение до появления трещин, заметных невооруженным глазом. Испытания на разгаростойкость проводили по методике, аналогичной предложенной в работе [6], но отличавшейся тем, что нагрев образцов проводили не в расплаве солей, а в лабораторной печи при температуре 550 °С в течение 15 мин, после чего их охлаждали в воде.

Заметим, что во всех случаях при определении свойств наплавленного металла эталоном служил металл, наплавленный проволокой Св-12Х13.

Проводили дюрометрические и металлографические исследования. Фазовый состав определяли рентгеновским методом с использованием дифрактометра «ДРОН-4». Изменение количества магнитной фазы в наплавленном металле в диапазоне от 5 до 60 % С определяли с помощью ферритометра ФМ-1.

Результаты испытаний на износостойкость, твердость и количество ферромагнитной составляющей после наплавки без отпуска, а также при различных температурах приведены в табл. 2.

Микроструктуры наплавленного металла с различным содержанием марган-

Таблица 2. Влияние марганца и температуры отпуска на свойства наплавленного металла

Наплавочный материал	Температура отпуска, °С	Твердость HRC	Количество ферромагнитной составляющей*, %	Относительная износостойкость	
				ϵ_1	ϵ_3
Св-12Х13	Без отпуска	36...38	100	1,0	1,0
	450	34...36	100	1,1	1,0
	550	31...33	100	0,8	0,8
	650	23...25	100	0,6	0,7
	750	34...36	100	0,9	1,1
ПЛ-ОП1	Без отпуска	40...42	100	1,6	1,2
	450	41...43	100	1,8	1,3
	550	38...40	100	1,4	1,1
	650	36...38	100	0,9	0,9
	750	40...42	100	1,5	1,3
ПЛ-ОП2	Без отпуска	38...40	80...85	1,8	1,5
	450	40...42	80...85	1,9	1,7
	550	37...39	85...90	1,6	1,4
	650	34...36	90...95	1,2	1,2
	750	39...41	75...80	1,7	1,5
ПЛ-ОП3	Без отпуска	35...37	65...70	1,6	1,8
	450	36...38	65...70	1,7	2,0
	550	35...37	70...75	1,5	1,7
	650	34...36	75...80	1,4	1,6
	750	36...38	60...65	1,5	1,8
ПЛ-ОП4	Без отпуска	32...34	25...30	1,4	2,2
	450	30...32	25...30	1,2	2,5
	550	33...35	30...35	1,4	2,3
	650	34...36	35...40	1,6	1,9
	750	32...34	20...25	1,3	2,1
ПЛ-ОП5	Без отпуска	22...24	5...10	1,2	2,0
	450	20...22	5...10	1,1	1,9
	550	23...25	10...15	1,2	2,1
	650	24...26	15...20	1,4	2,2
	750	22...24	3...5	1,2	2,0

* Количество карбидной фазы менее 1 %, остальное — аустенит.



ца после наплавки без отпуска приведены на рисунке.

Металл, наплавленный проволокой Св-12Х13, содержащий 0,7 % Mn, имеет мартенситно-ферритную структуру (рисунок, а). Его твердость составляет *HRC* 36...38. При содержании примерно 2 % Mn структура наплавленного металла преимущественно мартенситная. Наряду с мартенситом также может сохраняться небольшое количество ($\leq 5\%$) высокотемпературного феррита. Твердость наплавленного металла составляет *HRC* 40...42. При увеличении содержания марганца до 4 % в структуре появляется остаточный аустенит. При дальнейшем увеличении содержания марганца в наплавленном металле количество аустенита возрастает, твердость наплавленного металла снижается (см. табл. 2).

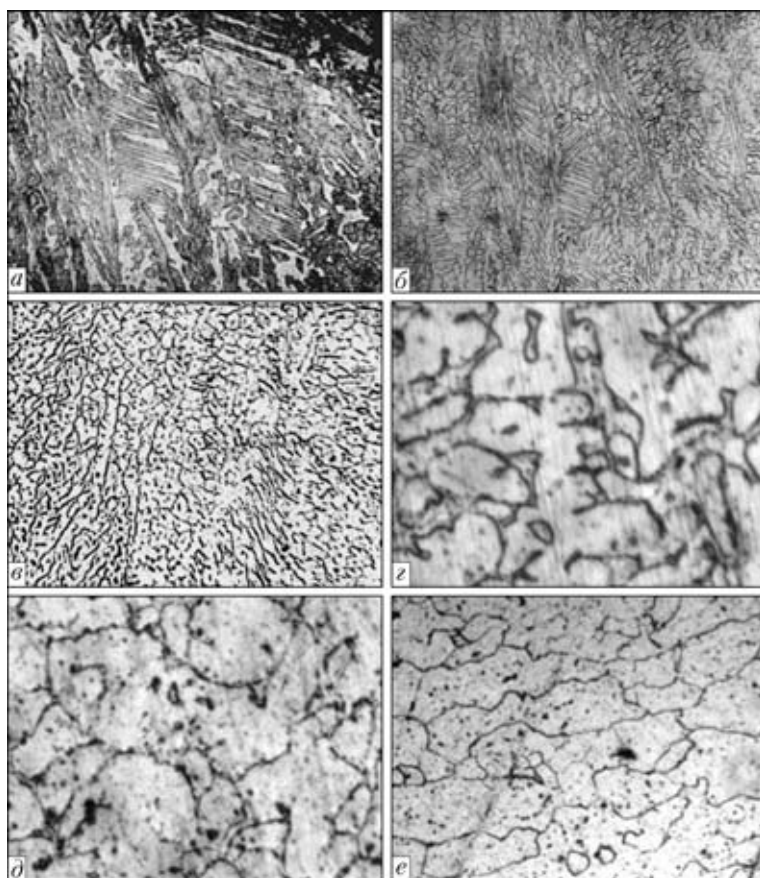
В условиях сухого трения при температуре окружающей среды наплавленный металл, содержащий 2 % Mn, имеет относительную износостойкость ϵ_1 в 1,6 раза большую, чем наплавленный Св-12Х13. Максимальная износостойкость ($\epsilon_1 = 1,8$) достигается при 4 % Mn, что обусловлено твердорастворным упрочнением мартенсита, легированного марганцем, и деформационным динамическим мартенситным превращением (ДДМП) метастабильного остаточного аустенита при изнашивании. Прирост последнего на изнашиваемой поверхности составляет 10...17 %. При увеличении в наплавленном металле содержания марганца до 6 % количество остаточного аустенита возрастает до 30...35 %, что несколько снижает относительную износостойкость ($\epsilon_1 = 1,6$), а наиболее низкий ее уровень соответствует 12 % Mn ($\epsilon_1 = 1,2$), когда структура наплавленного металла становится в основном аустенитной. Это можно объяснить тем, что прирост мартенсита на изнашиваемой поверхности, составляющий 30...35 %, не может компенсировать почти полное отсутствие мартенсита охлаждения.

Относительная износостойкость при изнашивании в потоке дробы по мере увеличения содержания марганца от 2 до 8 % возрастает более чем в 2 раза (до $\epsilon_3 = 2,2$) по сравнению с эталоном и остается на высоком уровне ($\epsilon_3 = 2,0$) при 12 % Mn. Это обусловлено тем, что деформация изнашиваемой поверхности дробью значительно больше, чем при сухом трении, что вызывает более существенное развитие ДДМП. Прирост мартенсита на изнашиваемой поверхности образца при 8 % Mn в наплавленном металле составляет 45...50 %, а при 12 % Mn — 38...42 %.

Это обуславливает существенное упрочнение поверхности наплавленного металла (твердость при этом возрастает до *HRC* 45...50) и повышение сопротивления разрушению. На протекание ДДМП при его столь значительном развитии расходуется существенная часть энергии абразивных частиц [7].

Данные о твердости, относительной износостойкости ϵ_2 , разгаростойкости наплавленного металла при 550 °С в зависимости от содержания в нем марганца представлены в табл. 3. Твердость при 550 °С уменьшается с увеличением содержания марганца. При этом для соответствующих концентраций марганца отмечается снижение твердости наплавленного металла по сравнению с ее уровнем при температуре окружающей среды.

Зависимость относительной износостойкости наплавленного металла ϵ_2 в условиях сухого трения при 550 °С от содержания в нем марганца (табл. 3) аналогична рассмотренной выше для ϵ_1 , определяемой при температуре окружающей среды, но при этом значения износостойкости ϵ_2 для аналогичных составов наплавленного металла выше, чем для ϵ_1 . Повышение относительной износостойкости ϵ_2 также может быть обусловлено упрочнением мартенсита при легировании марган-



Микроструктуры ($\times 550$) хромомарганцевого наплавленного металла с различным содержанием марганца: а — Св-12Х13 (эталон); б — 2 % Mn; в — 4; г, д — 8; е — 12



цем, а также эффектом динамического старения мартенсита, протекающего при изнашивании.

Наиболее низкую разгаростойкость (табл. 3) имеет наплавленный металл, содержащий около 2 % Mn с преимущественно мартенситной структурой. Повышение содержания марганца до 8 %, когда структура становится аустенитно-мартенситной, увеличивает разгаростойкость, а при дальнейшем увеличении марганца до 12 % она снижается. Приведенная закономерность обусловлена тем, что увеличение в структуре аустенита, являющегося более пластичной фазой, чем мартенсит, повышает сопротивление образованию трещин. Снижение разгаростойкости при увеличении сверх оптимального количества аустенита связано с тем, что γ -фаза имеет почти в 2 раза больший коэффициент термического расширения, чем α -фаза, а это повышает значение возникающих в структуре напряжений.

Исследовано влияние температуры отпуска на свойства наплавленного металла. Установлено, что оно определяется соотношением мартенсита и аустенита в исходной структуре после наплавки. Общая закономерность изменения свойств наблюдается для наплавленного металла с преимущественно мартенситной структурой при содержании 2...6 % Mn. Наибольшая твердость, относительная износостойкость в условиях сухого трения ε_1 и в потоке дроби ε_3 достигается после отпуска при температуре 450 °С, что обусловлено дисперсионным твердением и активацией ДДМП [4]. При повышении температуры отпуска от 450 до 650 °С твердость, относительная износостойкость ε_1 и ε_3 снижаются вследствие разупрочнения мартенсита. При дальнейшем повышении температуры отпуска до 750 °С вновь наблюдается повышение твердости и относительной износостойкости ε_1 , ε_3 . Это является следствием нагрева в межкритический интервал температур ($A_{c_3} > T > A_{c_1}$), вызывающего перераспределение углерода между α - и γ -фазами, что приводит при охлаждении к образованию из обогащенной γ -фазы мартенсита с повышенным содержанием углерода.

Для наплавленного металла, имеющего преимущественно аустенитную структуру, при содержании 8 и 12 % Mn, наименьшие значения твердости и относительной износостойкости при сухом трении ε_1 наблюдаются после отпуска при температуре 450 °С. Это обусловлено увеличением стабильности аустенита из-за блокировки дислокаций, повышающей энергию, необходимую для ДДМП. Повышение температуры отпуска до 650 °С увеличивает твердость и относительную износостойкость ε_1 до максимальных значений вследствие выделения карбидов и активации ДДМП [8]. После отпуска при температуре 750 °С

Т а б л и ц а 3. Разгаростойкость и износостойкость наплавленного металла в условиях сухого трения при 550 °С

Наплавочный материал	Твердость HRC	Разгаростойкость	Относительная износостойкость ε_2
Св-12X13	30...32	1,0	1,00
ПЛ-ОП1	38...40	0,8	1,70
ПЛ-ОП2	36...38	0,9	2,00
ПЛ-ОП3	33...35	1,1	1,80
ПЛ-ОП4	30...32	1,2	1,50
ПЛ-ОП5	20...22	1,0	1,30

твердость и относительная износостойкость ε_1 снижаются из-за растворения части карбидов, что повышает количество и стабильность аустенита.

При содержании в наплавленном металле 8 и 12 % Mn наблюдается различное влияние температуры отпуска на относительную износостойкость в потоке дроби ε_3 , что обусловлено различной стабильностью аустенита. Отпуск при 450 °С, повышающий стабильность аустенита, увеличивает относительную износостойкость ε_3 , когда стабильность аустенита низка (при 8 % Mn). Напротив, отпуск при 650 °С, дестабилизирующий аустенит, увеличивает износостойкость ε_3 , когда стабильность аустенита повышена (при 12 % Mn).

Выполненные исследования показали целесообразность применения порошковых лент, которые обеспечивают получение низкоуглеродистого хромомарганцевого наплавленного металла с содержанием 4...6 % Mn (с мартенситно-аустенитной структурой) для наплавки деталей, работающих в условиях сухого трения. Они характеризуются в соответствии с классификацией работы [9] индексами 19, 25, 26, 34.

Наплавочные порошковые ленты, обеспечивающие получение наплавленного металла с содержанием 8 % Mn и имеющим аустенитно-мартенситную структуру, целесообразно применять для наплавки деталей, работающих в условиях контактно-усталостного нагружения (соответствуют индексам 18, 23, 24, 30, 35 [9]). При содержании в наплавленном металле марганца не менее 6 % появляется возможность осуществлять наплавку без подогрева, что является технологическим преимуществом и снижает энергоемкость процесса [10].

Наплавленный металл, содержащий 12 % Mn, имеет аустенитную структуру, что обеспечивает хорошую технологичность (обрабатываемость резанием, малую склонность к образованию трещин) и стойкость к контактно-динамическому воздействию, но его относительная износостойкость в условиях сухого трения и сопротивление смятию недостаточны. Наплавка порошковой лентой, обеспечивающей содержание 12 % Mn, может быть рекомендована для деталей, которые ра-



Таблица 4. Свойства наплавленного металла после цементации и последующего отпуска

Наплавочный материал	Обработка	Структура	Твердость <i>HRC</i>	Относительная износостойкость	
				ϵ_1	ϵ_3
Св-12Х13	Цементация	15...17 % А; М+К — остальное	45	1,7	1,2
	То же + отпуск 650 °С	10...12 % А; ФКС+К — остальное	42	1,4	1,1
ПЛ-ОП1	Цементация	20...25 % А; М+К — остальное	52	2,5	1,5
	То же + отпуск 650 °С	15...18 % А; ФКС+К — остальное	48	2,2	1,3
ПЛ-ОП2	Цементация	35...40 % А; М+К — остальное	55	4,3	1,9
	То же + отпуск 650 °С	28...30 % А; ФКС+К — остальное	50	4,0	1,5
ПЛ-ОП3	Цементация	55...60 % А; М+К — остальное	44	3,8	2,4
	То же + отпуск 650 °С	45...50 % А; ФКС+М'+К — остальное	48	4,2	2,1
ПЛ-ОП4	Цементация	75...80 % А; М+К — остальное	38	3,0	2,5
	То же + отпуск 650 °С	65...70 % А; ФКС+М'+К — остальное	41	3,4	2,8
ПЛ-ОП4	Цементация	80...85% А; К — остальное	35	2,6	2,2
	То же + отпуск 650 °С	75...80 % А; М'+К — остальное	37	2,9	2,5

Примечание. А — аустенит; К — карбид; ФКС — ферритно-карбидная смесь; М — мартенсит; М' — мартенсит, образовавшийся при охлаждении с температуры отпуска.

ботают в условиях, характеризующихся индексами 21, 27–29 [9].

Повышение содержания углерода в наплавленном металле увеличивает относительную износостойкость, но затрудняет его механическую обработку и зачастую приводит к образованию трещин. Технологическим приемом, позволяющим разрешить данное противоречие, является наплавка низкоуглеродистыми сталями с их последующей цементацией [11]. Этот прием можно эффективно применять для упрочнения и восстановления деталей, работающих в условиях, характеризующихся индексами 15, 25, 26, например, шейки осей и валов, контактных поверхностей шарнирных соединений и др. Целесообразность цементации наплавленного металла подтверждается в работе [12].

После цементации в поверхностном слое хромомарганцевого наплавленного металла, содержащего 13 % Cr, образуются карбиды типа Cr₇C₃. Во всех случаях матрица состоит из аустенита и мартенсита при различных соотношениях этих фаз. По мере увеличения содержания марганца количество аустенита возрастает, а мартенсита соответственно уменьшается (табл. 4). Содержание углерода в поверхностном слое составляло около 1,6 %, а толщина цементированного слоя 1,3...1,5 мм.

Высокая устойчивость исследуемых составов цементированного наплавленного металла по отношению к распаду переохлажденного аустенита с образованием ферритно-карбидной смеси позволяет отказаться от закалки в жидкой охлаждающей среде, поскольку самозакалка происходит при охлаждении на воздухе. Важным при этом

является уменьшение напряжений и остаточных деформаций в деталях, упрощение и экологичность технологического процесса.

Наиболее высокую износостойкость после цементации в условиях сухого трения ϵ_1 имеет хромомарганцевый наплавленный металл, содержащий 4 % Mn. При этом в структуре наряду с мартенситом и карбидами наблюдается 40...50 % метастабильного аустенита. При дальнейшем увеличении содержания марганца износостойкость наплавленного металла снижается из-за увеличения количества и стабильности аустенита в его структуре. Отпуск при 650 °С наплавленного металла, содержащего не более 4 % Mn, приводит к уменьшению износостойкости ϵ_1 из-за разупрочнения мартенсита и распада остаточного аустенита. Напротив, относительная износостойкость ϵ_1 наплавленного металла, содержащего не менее 6 % Mn, повышается вследствие активизации ДДМП за счет выделения карбидов из аустенита. Эти данные согласуются с результатами работы [13].

При испытании в потоке дробы наиболее высокая относительная износостойкость ϵ_3 получена после цементации наплавленного металла, содержащего 8 % Mn, имеющего в структуре 75...80 % остаточного аустенита. Отпуск при температуре 650 °С по-разному влияет на износостойкость в потоке дробы ϵ_3 наплавленного металла с разным содержанием марганца: при содержании не более 6 % Mn она снижается, а при содержании не менее 8 % Mn повышается. Это объясняется тем, что при содержании не более 6 % Mn отпуск при 650 °С приводит к разупрочнению мартенсита и чрезмерной активизации ДДМП, когда стабильность аустенита мала, что снижает относительную



износостойкость ε_3 . При содержании не менее 8 % Mn, когда стабильность аустенита повышена, активизация ДДМП напротив увеличивает относительную износостойкость ε_3 .

Предложенный способ повышения износостойкости за счет наплавки низкоуглеродистым металлом на хромомарганцевой основе с последующей цементацией [11] во всех случаях предусматривает получение в структуре остаточного метастабильного аустенита наряду с мартенситом и карбидами. При этом важно учитывать, что наиболее высокая износостойкость для конкретного вида испытания достигается при оптимальных количестве и стабильности аустенита, которые могут регулироваться за счет отпуска.

Выводы

1. Для повышения долговечности деталей, работающих в условиях сухого трения и контактно-усталостного нагружения, показана перспективность создания наплавочных материалов, обеспечивающих получение наплавленного низкоуглеродистого хромомарганцевого металла различных структурных классов, имеющего в зависимости от предъявляемых требований, мартенситную, мартенситно-аустенитную, аустенитно-мартенситную или аустенитную структуру.

2. Количество и стабильность аустенита по отношению к ДДМП существенно влияют на износостойкость и должны регулироваться с учетом конкретных условий нагружения за счет режимов отпуска.

3. Показана эффективность повышения износостойкости за счет сочетания наплавки низкоуглеродистым металлом на хромомарганцевой основе с последующей цементацией.

Results of investigation of the structure and wear resistance of low-carbon metal of various structural classes deposited with flux-cored strips, containing approximately 13% chromium and different amounts of manganese (from 2 up to 12 %), are given. Possibility of increasing the deposited metal wear resistance due to tempering and carbonizing after surfacing, was studied. It is shown that obtaining the optimum quantity of metastable austenite in the deposited metal structure, alongside with martensite, improves its wear resistance.

1. *Рябцев И. А.* Наплавка деталей машин и механизмов. — Киев: ЕкоТехнологія, 2004. — 160 с.
2. *Малинов Л. С., Чейлях А. П.* Хромомарганцевые стали переходного класса // Изв. вузов. Черн. металлургия. — 1981. — № 4. — С. 101–103.
3. *Малинов Л. С., Чейлях А. П.* Влияние марганца и термообработки на структуру и свойства сталей на Fe–0,1 % C–14 % Cr // Там же. — 1983. — № 6. — С. 83–87.
4. *Малинов Л. С., Малинов В. Л.* Ресурсосберегающие экономнолегированные сплавы и упрочняющие технологии, обеспечивающие эффект самозакалки. — Мариуполь: Рената, 2009. — 568 с.
5. *Малинов В. Л.* Влияние марганца на структуру и износостойкость наплавленного металла типа низкоуглеродистой стали // Автомат. сварка. — 2011. — № 8. — С. 15–19.
6. *Тылкин М. А.* Прочность и износостойкость деталей металлургического оборудования. — М.: Металлургия, 1965. — 347 с.
7. *Попов В. С., Брыков И. Н.* Износостойкость сталей и сплавов. — Запорожье: ИПК Запорожье, 1996. — 180 с.
8. *Малинов Л. С., Коноп-Ляшко В. И.* Влияние старения на развитие мартенситного превращения при деформации в метастабильных аустенитных сталях // Изв. АН СССР. Металлы. — 1982. — № 3. — С. 130–133.
9. *Наплавочные порошковые ленты и проволоки:* Справочник / П. В. Гладкий, И. А. Кондратьев, В. И. Юматова, А. П. Жудра. — Киев: Техніка, 1991. — 36 с.
10. *Пат. 94862 Україна. МКІ С2 В23К 35/28.* Шихта порошковой стрічки / В. Л. Малинов. — № 070023; Заявл. 07.06.2010; Опубл. 11.06.2011, Бюл. № 11.
11. *Пат. 63462 Україна. МКІ С21 Д1/2.* Спосіб зміцнення / Л. С. Малинов, В. Л. Малинов. — № 2343704; Заявл. 22.04.2003; Опубл. 15.01.2004, Бюл. № 1.
12. *Пикалов С. В.* О возможности восстановления автомобильных деталей наплавкой в среде защитных газов с последующей цементацией // Современные автомобильные материалы и технологии «САМИТ-2009»: Сб. материалов I Междунар. науч.-техн. конф. — Курск: Курск. гос. техн. ун-т, 2009. — С. 216–223.
13. *Малинов Л. С., Чейлях А. П., Малинова Е. Л.* Влияние цементации и последующей термообработки на структуру, фазовый состав и абразивную износостойкость Fe–Cr–Mn сталей // Изв. АН СССР. Металлы. — 1991. — № 1. — С. 120–123.

Поступила в редакцию 23.01.2012