

7. Malinov L.S. Effect of carburizing and subsequent heat treatment on structure, phase composition and abrasion Fe-Cr-Mn-steels / L.S. Malinov, A.P. Cheiliah, E.L. Malinova // Math. USSR Academy of Sciences. Metals. – 1991. – № 1. – P. 120-123. (Rus.)
8. Malinov L.S. Increasing the abrasive wear resistance of carburized steels and 18HGT 12HN3A by obtaining metastable austenite. / L.S. Malinov, E.L. Malinova, E.Y. Kharlanova // Math. Academy of Sciences. Metals. – 1993. – № 2. – P. 108-111. (Rus.)
9. Malinov L.S. Improving the properties of hardened steels due to the effect of self-quenching during loading, controlling the amount and stability of austenite but also as applied to specific conditions // Metal and Casting in the Ukraine. – 2002. – № 9-10. – P. 10-13. (Rus.)
10. Cheiliah A.P. Economical alloyed metastable alloys and hardening technology. – Mariupol : PSTU, 2009. – 483 p. (Rus.)
11. Sherbedinsky G.V. Effect of diffusion redistribution of chromium on the wear resistance of carburized steel 3H13 / G.V. Sherbedinsky, A.I. Shumakov, S.V. Zemsky, V.M. Pereverzev // MiTOM. – 1977. – № 1. – P. 60-64. (Rus.)
12. Popov V.S. Increased uniformity carburizing high-chromium steels / V.S. Popov, N.N. Brykov, M.I. Andrushchenko, I.V. Bryndin // Math. Universities. Ferrous Metallurgy. – 1990. – № 4. – P. 71-73. (Rus.)
13. Lyakhovich L.S. Carburizing of steel 2H13 in the solid carburizer. / L.S. Lyakhovich, E.P. Puchkov, F.J. Pretskaylo // MiTOM. – 1977. – № 2. – P. 52-53. (Rus.)
14. Shmykov A.A. Thermodynamics and kinetics of the interaction of controlled atmospheres with the surface of steel. / A.A. Shmykov, V.G. Khoroshaylov, E.L. Gyulihandanov. – Moscow : Metallurgy. – 1991. – 160 p. (Rus.)
15. Cheiliakh Y.A. The influence of alloying components and heat treatment on microstructure, metastability and properties of carburized layers of Fe-Cr-Mn steels. / Y.A. Cheiliakh, V.V. Chigarev, I.M. Oleynik // Math. of Pryazovskyi State Technical University: techn. Sciences: math. of science works. – Mariupol, PSTU, 2010, vol. 20. – P. 120-124. (Rus.)
16. Cheiliah A.P. Surface hardening of steels ferrite and martensite classes by creation of metastable states of methods of carburizing and heat treatment. / A.P. Cheiliah, Y.A. Cheiliah // Metallurgy of Machine Building, 2008. – № 1. – P. 34-38. (Rus.)

Рецензент: А.М. Скребцов
д-р техн. наук, проф. ГВУЗ «ПГТУ»

Статья поступила 12.03.2012

УДК 669.018:620.178.167.001.5

©Малинов В.Л.*

ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ МАРГАНЦЕВОГО И ХРОМОМАРГАНЦЕВОГО НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА ЦЕМЕНТАЦИЕЙ

В работе обобщены результаты исследований износостойкости марганцевого и хромомарганцевого наплавленного металла после цементации. Показано, что для повышения износостойкости в структуре необходимо получать наряду с карбидами и мартенситом метастабильный аустенит. Его количество и стабильность по отношению к динамическому деформационному мартенситному превращению (ДДМП) необходимо регулировать с учетом конкретных условий эксплуатации.

Ключевые слова: цементация, наплавленный металл, мартенсит, метастабильный аустенит, карбиды, износостойкость.

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

Малінов В.Л. Підвищення зносостійкості марганцеві і хромомарганцевих наплавленого металу цементация. В роботі узагальнено результати досліджень зносостійкості марганцевого і хромомарганцевого наплавленого металу після цементация. Показано, що для підвищення зносостійкості в структурі необхідно отримувати поряд з карбідами та мартенситом метастабільний аустеніт. Його кількість і стабільність по відношенню до динамічного деформаційного мартенситному перетворенню (ДДМП) необхідно регулювати з урахуванням конкретних умов експлуатації.

Ключові слова: цементация, наплавлений метал, мартенсит, метастабільний аустеніт, карбіди, зносостійкість.

V.L. Malinov. Increasing the wear resistance of manganese and chromium-manganese deposited metal by carburization. In the work results of investigations of wear resistance of manganese and chromium-manganese deposited metal after carburizing were summarized. It was shown that for increase of wear resistance it was necessary to receive metastable austenite along with carbides and martensite in the structure. Its amount and stability with regard to dynamic deformation martensite transformation (DDMT) needs to be regulated taking into account concrete conditions of the operation.

Keywords: cementation, deposited metal, martensite, carbides, metastable austenite, wear resistance.

Постановка проблеми. Одним из эффективных способов упрочнения и восстановления деталей машин и механизмов является наплавка. Повышение содержания углерода в наплавленном металле увеличивает износостойкость, но затрудняет его механическую обработку и зачастую приводит к образованию трещин в наплавленном металле. Эффективным технологическим приемом, позволяющим решить данное противоречие, является наплавка низкоуглеродистыми сталями с их последующей цементацией [1]. Вопрос обоснования рационального химического состава наплавленного металла с учетом влияния на износостойкость режимов термической обработки после цементации и условий изнашивания нуждается в изучении.

Анализ последних исследований и публикаций. Цементация и последующая термообработка широко применяется в промышленности для повышения твердости, износостойкости, контактной выносливости и других свойств сталей. Общеизвестным является представление о том, что в поверхностном слое цементированных сталей необходимо обеспечить структуру отпущенного высокоуглеродистого мартенсита и карбидов. Количество остаточного аустенита более 15% может рассматриваться как браковочный признак [2]. Для уменьшения или полного устранения остаточного аустенита в структуре применяют различные способы: подстуживание при закалке с цементационного нагрева, обработку холодом, промежуточный высокий отпуск с последующей закалкой из межкритического интервала температур и др. [3, 4]. Между тем, известны работы [5-15], в которых показана положительная роль остаточного аустенита в поверхностном слое и ДДМП при нагружении на абразивную износостойкость и ряд других свойств. Однако эти работы не многочисленны, и до настоящего времени преобладает точка зрения об отрицательной роли остаточного аустенита. Это является следствием недостаточной изученности условий, при которых остаточный аустенит полезен.

В работах [10-12] представлены данные о разработке нового класса цементруемых низкоуглеродистых марганцевых ($\geq 4\%$ Mn) сталей (ЦНИМС), в поверхностном слое которых после цементации и термообработки обеспечивается получение метастабильного аустенита, армированного карбидами и карбонитридами. Примером таких сталей являются 08Г4АТФ, 08Г7АФ, 08Г10Х2АФ, 08Г(4-16)ТЮ. Они обладают хорошим сочетанием прочностных свойств, пластичности и ударной вязкости, имеют повышенную прокаливаемость.

В работе [13] изучено влияние цементации и последующей термообработки на структуру, фазовый состав и абразивную износостойкость хромомарганцевых сталей мартенситного (10Х14Г2), мартенситно-аустенитного (10Х14Г6) и аустенитного (30Х13АГ7) классов.

Влияние остаточного аустенита в цементированных сталях не является однозначным и зависит от условий нагружения, действующих контактных напряжений и других факторов [14-16]. Соответственно, количество аустенита в структуре, и его стабильность по отношению

к динамическому деформационному мартенситному превращению (ДДМП), необходимо регулировать применительно к конкретным условиям эксплуатации. Так, например, при ударно-абразивном воздействии требуется большее количества аустенита в структуре при его повышенной стабильности, чем при абразивном изнашивании без ударов [16].

Легирование наплавленного металла марганцем позволяет осуществлять после цементации самозакалку при охлаждении на воздухе, что уменьшает величину внутренних напряжений и коробление деталей. Изменяя его содержание можно управлять количеством и стабильностью аустенита в структуре металлической матрицы. В сравнении с применением в качестве аустенитообразующего элемента никеля, легирование марганцем обеспечивает большее упрочнение аустенита при нагружении [17], вследствие снижения энергии дефектов упаковки и более прочного закрепления дислокаций.

Наличие в наплавленном металле хрома в количестве ~13% обеспечивает после цементации получение в структуре карбидов Cr_7C_3 более твердых, чем цементит Fe_3C , что повышает сопротивление абразивному износу. Хром легирует твердый раствор в значительной мере, что повышает износостойкость и стойкость против коррозии. Хром повышает устойчивость переохлажденного аустенита и понижает точку начала мартенситного превращения. Последнее обеспечивает увеличение количества остаточного аустенита. Таким образом, влияние хрома на свойства наплавленного металла проявляется как за счет карбидов, так и за счет изменения свойств металлической матрицы

В литературе отсутствуют данные о влиянии содержания марганца на износостойкость марганцевого и хромомарганцевого наплавленного металла после цементации. Взаимосвязь количества и стабильности остаточного аустенита в структуре с температурами нормализации и отпуска после цементации наплавленного металла, а также обеспечиваемой при этом износостойкостью, не изучены.

Цель статьи - исследование износостойкости при различных условиях испытаний марганцевого и хромомарганцевого наплавленного металла с различным содержанием марганца после цементации в зависимости от количества остаточного аустенита в его структуре и интенсивности ДДМП. Данное исследование направлено на определение рациональных составов цементируемого наплавленного металла, а также температур нормализации и отпуска после цементации.

Изложение основного материала. Для наплавки опытных образцов изготовлены однозамковые порошковые ленты сечением 10×3 мм с коэффициентом заполнения 48-50%. В качестве стальной оболочки использовалась холоднокатаная лента из стали 08кп. В состав шихты вводились в различных количествах марганец металлический, хром металлический и железный порошок, а также небольшое количество ферротитана для измельчения зерна и упрочнения наплавленного металла за счет образования дисперсных карбидов TiC . Наплавку проводили 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. Для последующей цементации наплавка выполнялась в 3 слоя, а для определения механических свойств наплавленного металла - в 7 слоев. Для сравнения изучался наплавленный металл, полученный применением проволоки Св-12Х13. Химический состав наплавленного металла в 3 слое приведен в табл. 1.

На предварительном этапе исследований было определено, что при наплавке без предварительного подогрева трещины в хромомарганцевом наплавленном металле имелись при содержании в нем ~13%Cr и 2-4% Mn, но они отсутствовали при $\geq 6\%$ Mn, и в марганцевом наплавленном металле при выбранных содержаниях марганца. Исключить трещины во всех случаях позволил подогрев до $250^\circ C$. С учетом этого при наплавке образцов для дальнейших исследований подогрев применялся только в случае его необходимости.

Испытания механических свойств наплавленного металла выполнялись в соответствии ГОСТ 6996-66. При этом проводились испытания на статическое растяжение и ударный изгиб образцов с U-образным надрезом.

Цементация образцов осуществлялась в твердом карбюризаторе при температуре $950^\circ C$ в течение 10 ч. с последующим охлаждением образцов на воздухе. После цементации проводилась нормализация от температур 850, 950 и $1050^\circ C$, а также отпуск при 250 и $650^\circ C$.

Испытания износостойкости проводились по двум различным схемам.

Относительная износостойкость ε_1 определялась в условиях сухого трения скольжения по схеме «колодка-ролик» при комнатной температуре. Применявшийся для изнашивания ролик $\varnothing 70$ мм был наплавлен аргонодуговым способом сплавом P18 (56 HRC). Скорость вращения ролика составляла 200 об/мин. Прижатие образца к ролику осуществлялось нагрузкой 8 кг.

Таблица 1

Химический состав наплавленного металла и наличие в нем трещин

Наплавочный материал	Содержание легирующих элементов, %					Наличие трещин	
	C	Cr	Mn	Si	Ti	Без подогрева	Подогрев 250 °С
Св-12Х13	0,11	12,6	0,7	0,55	-	Нет	Нет
ПЛ-ОП1	0,12	12,5	2,3	0,73	0,14	Да	Нет
ПЛ-ОП2	0,15	13,3	4,1	0,62	0,17	Да	Нет
ПЛ-ОП3	0,13	13,1	6,2	0,71	0,15	Нет	Нет
ПЛ-ОП4	0,16	12,9	7,8	0,65	0,18	Нет	Нет
ПЛ-ОП5	0,17	12,6	12,2	0,66	0,16	Нет	Нет
ПЛ-ОП6	0,15	-	5,1	0,71	0,09	Нет	Нет
ПЛ-ОП7	0,16	-	8,2	0,63	0,11	Нет	Нет
ПЛ-ОП8	0,16	-	14,1	0,68	0,12	Нет	Нет

Примечание: содержание S, P $\leq 0,03\%$

Относительная износостойкость ε_2 определялась 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 определялась расходом 20 кг дроби. Относительная износостойкость определялась по соотношению потерь веса эталона и образца, отнесенных к площади их изношенной поверхности соответственно. Обоснование этого способа испытаний для оценки сопротивления усталостному разрушению металла при повторяющемся силовом воздействии дано в работе [18]. Во всех случаях при определении износостойкости наплавленного металла эталоном сравнения являлась отожженная сталь 45 твердостью 220 НВ.

Проводились дифрактометрические и металлографические исследования. Фазовый состав определялся рентгеновским методом с использованием дифрактометра ДРОН-4. Изменение количества магнитной фазы в диапазоне ее содержаний от 5 до 60% определялось с использованием ферритометра ФМ-1.

Анализ полученных результатов. Результаты испытаний механических свойств наплавленного металла после наплавки без отпуска и после отпуска при 650°C приведены в табл. 2.

Хромомарганцевый металл, наплавленный проволокой Св-12Х13, содержащий 0,3-0,7% Mn, имеет мартенситно-ферритную структуру. Его твердость составляет HRC 38.

В металле, наплавленном ПЛ-ОП1, содержащем 13% Cr и 2% Mn, структура является преимущественно мартенситной. Наряду с мартенситом также может сохраняться небольшое количество ($\leq 5\%$) высокотемпературного δ -феррита. Твердость составляет HRC 41. При наплавке ПЛ-ОП2, при содержании 13% Cr и 4% Mn, в структуре появляется остаточный аустенит. При дальнейшем увеличении содержания марганца в хромомарганцевом наплавленном металле количество аустенита в структуре возрастает. При этом снижается твердость наплавленного металла, а пластические свойства и ударная вязкость возрастают.

Между содержанием марганца и прочностными характеристиками хромомарганцевого наплавленного металла наблюдается экстремальная зависимость с достижением максимальных свойств при 6% Mn. При этом содержание аустенита в структуре составляет 35%.

В хромомарганцевом наплавленном металле по мере увеличения содержания марганца от 2 до 6% повышаются, как прочностные свойства, так и пластические, что связано с упрочнением мартенсита, увеличением количества остаточного аустенита и реализацией ДДМП. При дальней-

шем увеличении содержания марганца до 12% прочностные свойства снижаются, а пластичность и ударная вязкость продолжают повышаться (табл. 2).

Таблица 2

Механические свойства наплавленного металла

Наплавочный материал	Отпуск, °С	Механические свойства				Твердость, HRC	Содержание аустенита, %
		σ_b , Мпа	σ_T , Мпа	δ , %	КСУ, Дж/см ²		
Св-12Х13	Нет	980	820	7	60	38	-
	250	960	790	8	65	37	-
	650	720	610	10	75	26	-
ПЛ-ОП1	Нет	1060	905	5	35	41	-
	250	1020	880	7	42	40	-
	650	890	770	8	51	37	-
ПЛ-ОП2	Нет	1190	1040	11	45	39	15
	250	1160	1010	13	52	38	15
	650	960	860	16	56	35	5
ПЛ-ОП3	Нет	1330	1150	14	23	86	30
	250	1290	1130	17	31	95	30
	650	1080	970	12	17	63	25
ПЛ-ОП4	Нет	1150	1010	19	110	33	70
	250	1120	980	23	120	32	70
	650	1210	1090	17	90	35	55
ПЛ-ОП5	Нет	850	540	24	130	23	90
	250	820	510	26	135	22	90
	650	930	670	21	115	25	85
ПЛ-ОП6	Нет	880	790	19	75	36	-
	250	860	755	21	78	34	-
	650	690	580	24	87	24	10
ПЛ-ОП7	Нет	990	850	13	55	43	-
	250	970	820	14	59	41	-
	650	1100	880	17	66	37	20
ПЛ-ОП8	Нет	930	690	11	15	34	50
	250	910	670	12	17	32	50
	650	970	710	15	22	36	40

Отпуск при 250°С для всех исследованных составов наплавленного металла несколько снижает твердость и прочностные характеристики, повышает пластичность и ударную вязкость. Отпуск при 650°С неоднозначно влияет на свойства хромомарганцевого и марганцевого наплавленного металла в зависимости от исходной структуры после наплавки. В металле с преимущественно мартенситной структурой (ОП1, ОП2, ОП3), после отпуска снижаются прочностные свойства, повышаются пластические характеристики и ударная вязкость. Напротив, при исходной преимущественно аустенитной структуре (ОП4, ОП5) после отпуска прочностные свойства возрастают, а пластические характеристики и ударная вязкость снижаются. Это происходит вследствие дестабилизации аустенита, образования мартенсита при охлаждении от температуры выдержки при отпуске, и активации ДДМП.

Микроструктура марганцевого наплавленного металла, содержащего 5 и 8% Mn, является мартенситной. Присутствие феррита в структуре наплавленного металла не обнаружено. Наиболее высокая твердость и прочность наплавленного металла среди исследованных составов наблюдается при 8% Mn, что обусловлено большим твердорастворным упрочнением α -мартенсита по сравнению с содержанием 5% Mn. При увеличении содержания до 14% Mn в структуре наплавленного металла наряду с α -мартенситом появляется ϵ -мартенсит ~20% и аустенит ~50%, что приводит к снижению твердости и прочности наплавленного металла. Наиболее низкие

пластические характеристики и ударная вязкость наблюдаются при содержании в наплавленном металле 14% Mn, что связано с упрочнением и охрупчиванием α -мартенсита при увеличении содержания марганца и интенсивным ДДМП при испытаниях свойств. На рис. 1 показаны микроstructures цементированного слоя хромомарганцевого и марганцевого наплавленного металла с различным содержанием марганца после нормализации от 950°C.

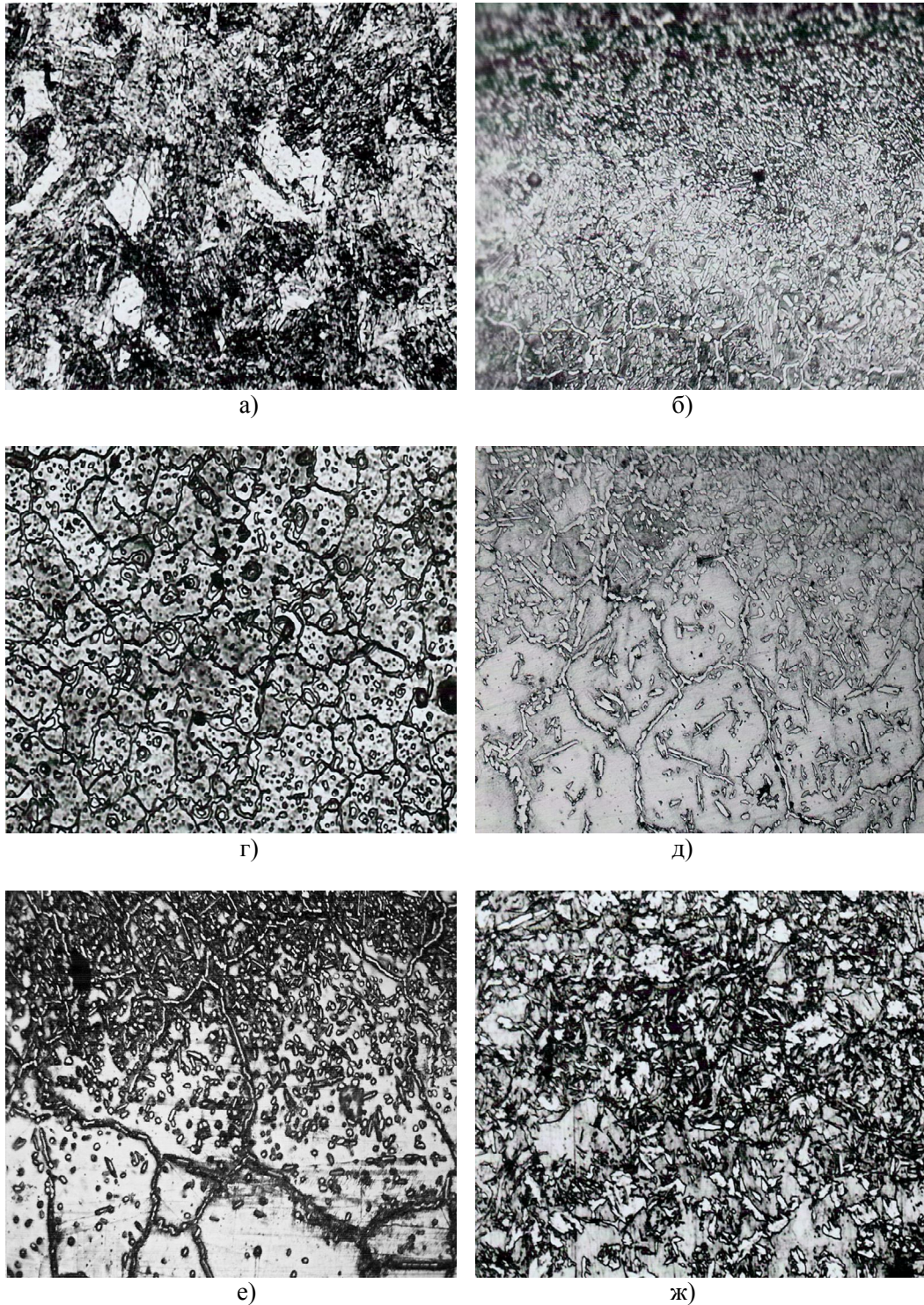


Рис. 1 - Микроstructures цементированного хромомарганцевого (а, в, д) и марганцевого (б, г, е) металла после нормализации от 950°C, наплавленного опытными порошковыми лентами ($\times 550$): а - ПЛ-ОП1; б - ПЛ-ОП6; в - ПЛ-ОП3; г - ПЛ-ОП7; д - ПЛ-ОП5; е - ПЛ-ОП8

Отпуск при 650°C марганцевого наплавленного металла, снижает твердость при содержании в нем 5-8% Mn, а при содержании в нем 14% Mn она повышается. Прочностные свойства также снижаются после отпуска при содержании 5 и 8% Mn, и повышаются при 14% Mn. Пластические свойства и ударная вязкость повышаются после отпуска при 650°C для всех исследованных составов марганцевого наплавленного металла.

После цементации в хромомарганцевом наплавленном металле, содержащем 13% Cr, образуются карбиды типа Cr₇C₃, а в марганцевом – типа Fe₃C (цементит). 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.

Высокая устойчивость исследованных составов цементированного наплавленного металла по отношению к распаду переохлажденного аустенита с образованием феррито-карбидной смеси позволяет отказаться от использования специальных закалочных сред, поскольку в процессе охлаждения на воздухе происходит самозакалка. Ценным при этом является уменьшение напряжений и остаточных деформаций в деталях, упрощение и экологичность технологического процесса.

При повышении температуры нормализации цементированного наплавленного металла увеличивается доля карбидов, растворяющихся в аустените, что снижает точку начала мартенситного превращения и увеличивает количество остаточного аустенита в структуре.

На рис. 2 представлены данные о влиянии температуры нормализации цементированного марганцевого и хромомарганцевого наплавленного металла на количество аустенита (А) и прирост мартенсита на изношенной поверхности. Для всех исследованных сплавов прирост мартенсита на изнашиваемой поверхности после испытания в потоке дроби ΔM₂ больше, чем после испытания в условиях сухого трения ΔM₁.

При увеличении содержания марганца в цементированном хромомарганцевом и марганцевом наплавленном металле количество аустенита в структуре увеличивается. При этом прирост мартенсита на изнашиваемой поверхности как хромомарганцевого, так и марганцевого металла возрастает, достигая максимума, а затем снижается. В цементированном хромомарганцевом металле максимальный прирост мартенсита на изнашиваемой поверхности наблюдается в зависимости от температуры нормализации при содержании 6-8% Mn, а в марганцевом металле при 8% Mn.

Для всех исследованных составов наибольшая твердость цементированного наплавленного металла достигается после нормализации от 850°C, и повышение температуры до 1050°C приводит к ее снижению.

Наибольшей твердостью среди исследованных составов обладает цементированный металл, содержащий 13% Cr и 2% Mn. Более высокая твердость в сравнении с металлом, наплавленным Св-12Х13, обусловлена большим упрочнением мартенсита за счет легирования марганцем. Среди исследованных составов марганцевого наплавленного металла наибольшая твердость получена при содержании 5% Mn. Дальнейшее увеличение содержания марганца в хромомарганцевом и марганцевом металле приводит к снижению твердости из-за увеличения в структуре остаточного аустенита.

Наибольшей износостойкостью ε₁ при испытаниях в условиях сухого трения обладает цементированный хромомарганцевый наплавленный металл, содержащий 4% Mn (ОП2), а среди опытных наплавов марганцевого металла - содержащий 5% Mn (ОП6), рис. 3.

Повышение температуры нормализации от 850°C до 1050°C приводит к снижению износостойкости ε₁ цементированного металла: хромомарганцевого - при содержании ≥ 4% Mn, а марганцевого - ≥ 5% Mn, что обусловлено избыточным увеличением количества и стабильности остаточного аустенита в структуре металлической матрицы.

Анализ фазового состава до и после изнашивания показал, что наибольшая износостойкость ε₁ обеспечивается при наличии наряду с мартенситом и карбидами в структуре цементированного металла, как хромомарганцевого, так и марганцевого, - 30-40% метастабильного аустенита, и приросте мартенсита на изнашиваемой поверхности 20-25%.

При аналогичном фазовом составе металлической матрицы износостойкость хромомарганцевого цементированного металла больше, чем у марганцевого, что обусловлено наличием

карбидов Cr_7C_3 , более твердых чем цементит, а также большим сопротивлением изнашиванию металлической матрицы, обогащенной хромом.

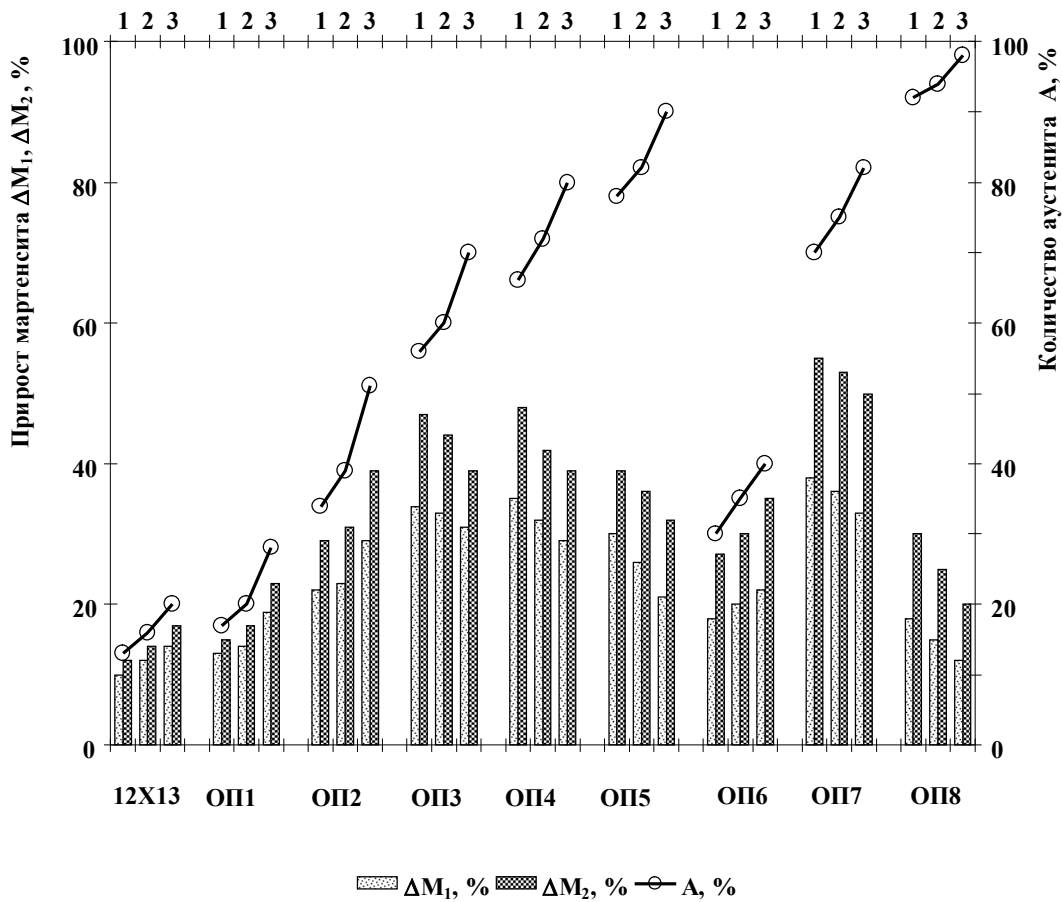


Рис. 2 - Количество аустенита (А) и прирост мартенсита после испытаний в условиях сухого трения (ΔM_1) и в потоке дроби (ΔM_2) на изношенной поверхности цементированного хромомарганцевого и марганцевого наплавленного металла при различных температурах нормализации: 1 – 850°C; 2 – 950°C; 3 – 1050°C

Наибольшей износостойкостью ϵ_2 при испытаниях в потоке дроби обладает цементированный марганцевый наплавленный металл ОП7, содержащий 8% Mn, а среди опытных наплавов хромомарганцевого металла – ОП4, также содержащий 8% Mn, рис. 2.

Большая износостойкость ϵ_2 металла ОП7 в сравнении с ОП4 объясняется более равномерным распределением и компактной формой карбидов Fe_3C в сравнении карбидной сеткой, образованной Cr_7C_3 в металле ОП4, что повышает сопротивление выкрашиванию при динамическом деформационном воздействии.

Повышение температуры нормализации от 850°C до 1050°C приводит к повышению износостойкости ϵ_2 цементированного металла: хромомарганцевого - при содержании $\leq 6\%$ Mn, а марганцевого - $\leq 8\%$ Mn. При больших содержаниях марганца повышение температуры нормализации приводит к снижению износостойкости ϵ_2 из-за избыточного повышения количества и стабильности остаточного аустенита.

Наибольшая износостойкость ϵ_2 для исследованных составов наплавленного обеспечивается при содержании в структуре цементированного металла: марганцевого - 75-85 % аустенита и приросте мартенсита ΔM_2 на изнашиваемой поверхности 50-55%; хромомарганцевого – 60-70% аустенита и приросте мартенсита ΔM_2 45-50%.

Исследовалось влияние отпуска при температуре 250 и 650°C с выдержкой 1 час и последующим охлаждением на воздухе на количество аустенита (А) и прирост мартенсита на изношенной поверхности (рис. 4), а также на твердость и износостойкость цементированного на-

плавленого металла (рис. 5).

Отпуск при 250°C не влияет на количество остаточного аустенита, но снизит интенсивность протекания ДДМП, что уменьшает прирост мартенситана изношенной поверхности. Отпуск при 650°C уменьшает количество остаточного аустенита и активизирует ДДМП.

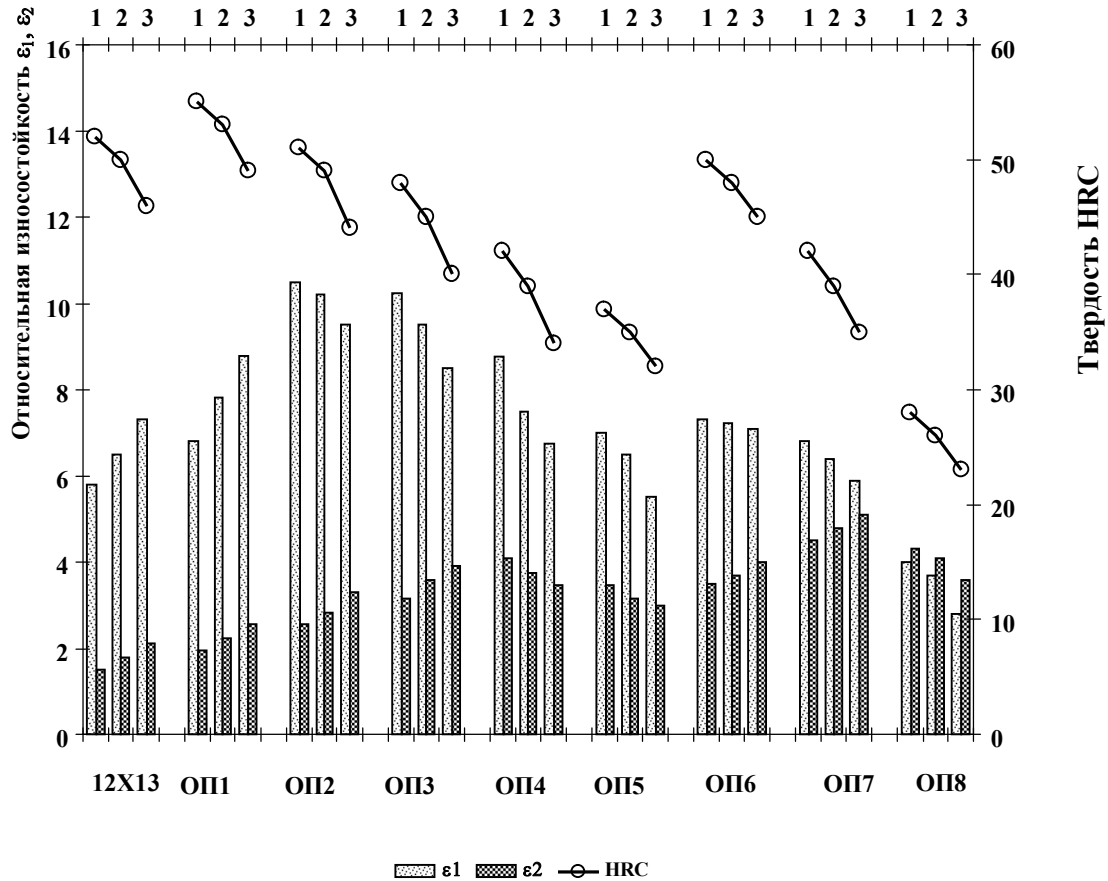


Рис. 3 - Твердость HRC, износостойкость в условиях сухого трения ϵ_1 и в потоке дробы ϵ_2 цементированного хромомарганцевого и марганцевого наплавленного металла при различных температурах нормализации: 1 – 850°C; 2 – 950°C; 3 – 1050°C.

Твердость всех исследованных составов хромомарганцевого и марганцевого цементированного наплавленного металла после отпуска при 250°C снижается. Влияние на твердость отпуска при 650°C различно. Понижение твердости наблюдается, если исходная структура металлической матрицы является преимущественно мартенситной (12X13, ОП1-ОП3, ОП6), а повышение – при преимущественно аустенитной структуре (ОП4, ОП5, ОП7, ОП8). В первом случае снижение твердости обусловлено разупрочнением мартенстита при отпуске. Во втором - повышение твердости объясняется увеличением количества карбидов, и образованием мартенсита при охлаждении от температуры отпуска из аустенита, обедненного углеродом и легирующими элементами, связанными в карбиды.

Износостойкость ϵ_1 после отпуска при 250°C уменьшается для всех исследованных составов цементированного хромомарганцевого и марганцевого наплавленного металла.

Влияние отпуска при 650°C на износостойкость ϵ_1 различно: в цементированном наплавленном металле 12X13, ОП1, ОП2 и ОП6 – она понижается; в ОП4, ОП5, ОП7, ОП8 - повышается. Износостойкости ϵ_1 снижается в тех случаях, когда исходная структура является преимущественно мартенситной, и повышается при преимущественно аустенитной структуре.

Износостойкость ϵ_2 после отпуска при 250°C цементированного наплавленного металла изменяется различным образом: для 12X13, ОП1-ОП3, и ОП6, ОП7 - повышается; для ОП4, ОП5 и ОП8 – понижается. Влияние отпуска при 650°C на износостойкость ϵ_2 цементированного

наплавленного металла также различно: для 12Х13, ОП1, ОП2 и ОП7 - понижается, в ОП3-ОП5 и ОП8 – повышается.

Такое влияние на износостойкость обусловлено изменением количества и стабильности аустенита, которые должны регулироваться для конкретных условий нагружения. Так, например, для цементированного наплавленного металла с преимущественно мартенситной структурой при небольшом содержании аустенита и активном протекании ДДМП отпуск при 250°C повышает износостойкость ϵ_2 , а при преимущественно аустенитной структуре – снижает из-за торможения ДДМП. Напротив, отпуск при 650°C обеспечивает повышение износостойкости ϵ_2 при преимущественно аустенитной структуре матрицы и малом развитии ДДМП, а при преимущественно мартенситной структуре - снижает из-за активации ДДМП.

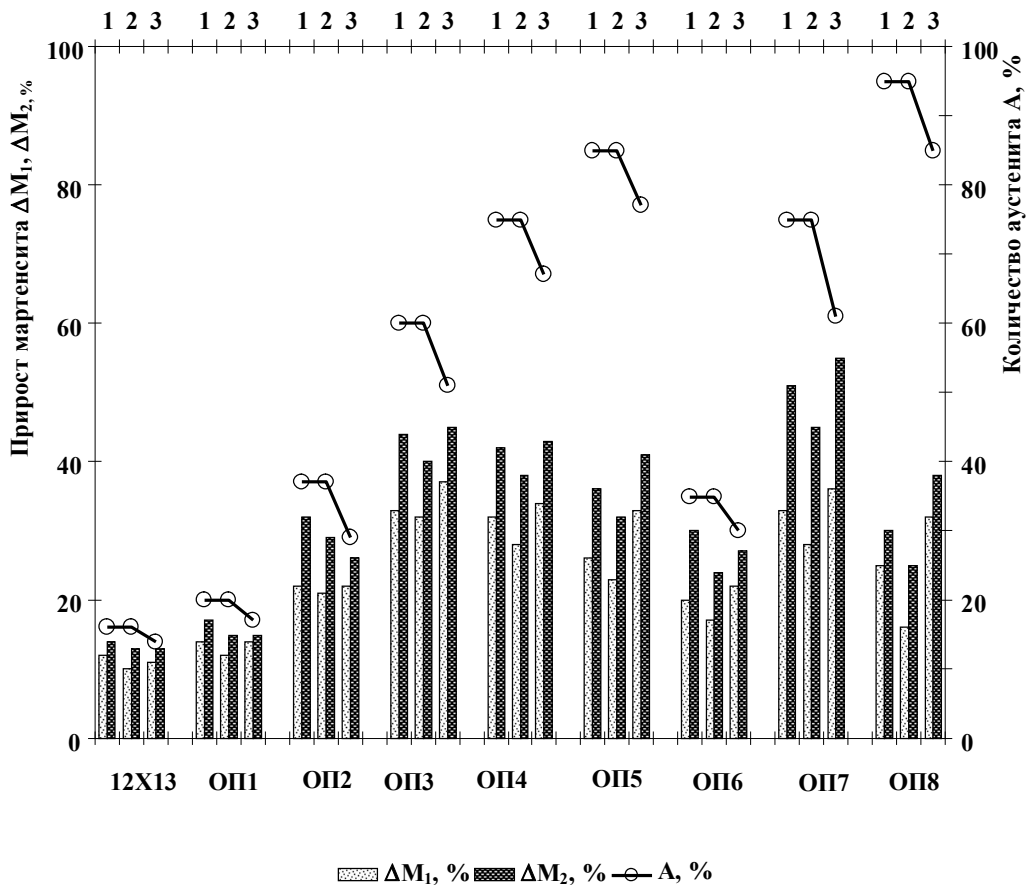


Рис. 4 - Количество аустенита (A) и прирост мартенсита после испытаний в условиях сухого трения (ΔM_1) и в потоке дроби (ΔM_2) на изношенной поверхности цементированного хромомарганцевого и марганцевого наплавленного металла нормализованного от 950°C при различных температурах отпуска: 1 – без отпуска; 2 – 250°C; 3 – 650°C

В заключение следует отметить, что предложенный способ повышения износостойкости за счет наплавки низкоуглеродистым металлом на хромомарганцевой и марганцевой основе с последующей цементацией [1] во всех случаях предусматривает получение в структуре наряду с мартенситом и карбидами метастабильного аустенита. При этом важно учитывать, что наиболее высокая износостойкость достигается при оптимальной стабильности аустенита по отношению ДДМП для конкретного вида нагружения или испытания.

Регулирование количества аустенита и его стабильности по отношению к ДДМП также может быть осуществлено за счет варьирования температуры нормализации и/или температуры последующего отпуска. В тех случаях, когда структура поверхностного слоя после цементации является преимущественно мартенситно-карбидной, можно осуществлять нормализацию при

повышенной температуре ($\geq 1000^{\circ}\text{C}$) для растворения части карбидов и, соответственно, увеличения количества аустенита в структуре.

Напротив, в том случае, когда после цементации структура является преимущественно аустенитной, температура нормализации должна быть ниже, чем в предыдущем случае, чтобы исключить полное растворение карбидов и стабилизацию аустенита. Отпуск при 250°C после закалки стабилизирует аустенит и снижает его способность к ДДМП. Напротив, отпуск при 650°C , приводящий к образованию карбидов и обеднению аустенита углеродом и легирующими элементами, активизирует ДДМП.

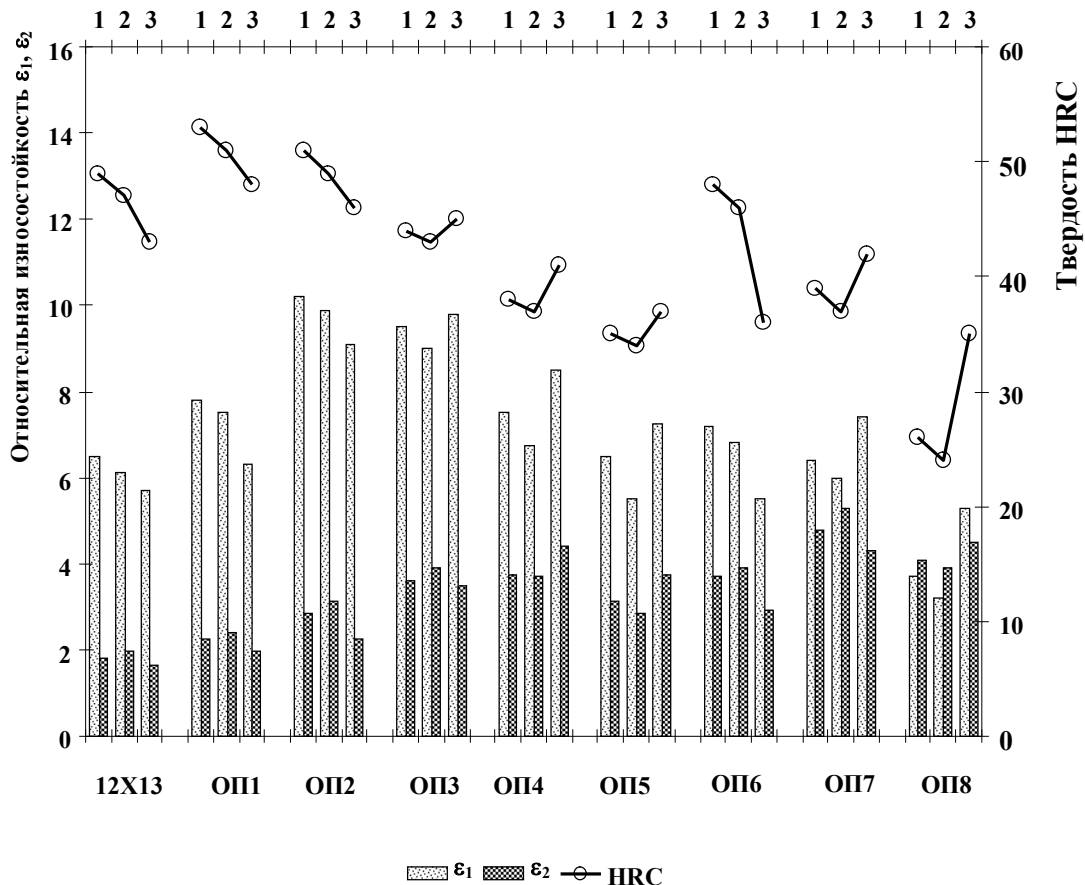


Рис. 5 - Твердость HRC, износостойкость в условиях сухого трения ϵ_1 и в потоке дробы ϵ_2 цементированного хромомарганцевого и марганцевого наплавленного металла нормализованного от 950°C при различных температурах отпуска: 1 – без отпуска; 2 – 250°C ; 3 – 650°C

Выводы

1. Износостойкость деталей, работающих в условиях сухого трения и контактно-усталостного нагружения, может быть повышена за счет наплавки низкоуглеродистым металлом на хромомарганцевой и марганцевой основе с последующей цементацией. При этом в структуре наряду с мартенситом и карбидами необходимо получать метастабильный аустенит. Высокая устойчивость цементированного хромомарганцевого и марганцевого наплавленного металла по отношению к распаду переохлажденного аустенита с образованием феррито-карбидной смеси позволяет отказаться от использования специальных закалочных сред вследствие самозакалки при охлаждении на воздухе. Ценным при этом является уменьшение напряжений и остаточных деформаций в деталях, упрощение и экологичность технологического процесса.
2. Неоднозначность влияния аустенита на свойства цементированного наплавленного металла обусловлена различными условиями нагружения. Для получения наиболее высокой износо-

стойкости количество и стабильность аустенита должны быть оптимальными для каждого конкретного случая.

3. Количество и стабильность аустенита в структуре цементированного наплавленного металла должны регулироваться применительно к конкретным условиям нагружения с учетом исходных химического и фазового составов после цементации. Это может быть осуществлено за счет варьирования температуры нормализации и/или температуры последующего отпуска.

Список использованных источников:

1. 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.
2. Зинченко В.М. Влияние остаточного аустенита на механические свойства цементованных сталей / В.М. Зинченко, Б.В. Георгиевская, В.А. Оловянишников // МиТОМ. – 1987. – № 12. – С. 25-29.
3. Борисенок Т.В. Химико-термическая обработка металлов и сплавов. Справочник. / Т.В. Борисенок, Л.А. Васильев, Л.Г. Ворошнин и др. – М. : Металлургия, 1981. – 424 с.
4. Минкевич А.Н. Химико-термическая обработка металлов и сплавов / А.Н. Минкевич. – М. : Машиностроение, 1966. – 491 с.
5. Гутерман В.Н. Влияние микроструктуры на износостойкость углеродистых сталей при абразивном изнашивании / В.Н. Гутерман, М.М. Тененбаум // МиТОМ. – 1956. - № 1. - С. 15-21.
6. Попов В.С. Износостойкость прессформ огнеупорного производства / В.С. Попов, Н.Н. Брыков, Н.С. Дитриченко. - М. : Металлургия, 1971. – 169 с.
7. Малинов Л.С. Повышение абразивной износостойкости цементированных сталей 18ХГТ и 12ХНЗА за счет получения метастабильного аустенита / Л.С. Малинов, Е.Л. Малинова, Е.Я. Харланова // Металлы. – 1993. – № 2. – С. 108-111.
8. Геллер А.Л. Остаточный аустенит и износостойкость легированных цементованных сталей / А.Л. Геллер, В.Н. Юрко // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1991. - № 6. – С. 66-69.
9. Коршунов Л.Г. Влияние остаточного аустенита на абразивную износостойкость высокоуглеродистых сталей / Л.Г. Коршунов, А.В. Макаров, Н.Л. Черненко // Тез. докл. V Всесоюз. Сессия «Структура и свойства немагнитных сталей», Свердловск, 1994. - С. 34.
10. Малинов Л.С. Получение метастабильного аустенита при цементации Fe-Mn сталей / Л.С. Малинов, Л.И. Якушечкина, Е.Л. Малинова // Тез докл. Республ. совещания «Безникелевые и малоникелевые сплавы», Тбилиси, 1983. – С. 37-39.
11. Малинов Л.С. Низкоуглеродистые марганцевые цементуемые стали / Л.С. Малинов, Л.И. Якушечкина, Е.Л. Малинова // МиТОМ. 1985. - № 3. – С. 32-35.
12. Малинов Л.С. Цементуемые низкоуглеродистые стали с повышенным содержанием марганца / Л.С. Малинов // Металл и литье Украины. – 2000. - № 1-2. – С. 49-53.
13. Малинов Л.С. Влияние цементации и последующей термообработки на структуру, фазовый состав и абразивную стойкость Fe-Cr-Mn сталей / Л.С. Малинов, А.П. Чейлях, Е.Л. Малинова // Металлы. - № 1. – С. 120-123.
14. Малинов Л.С. Абразивная и ударно-абразивная износостойкость цементированных сталей с повышенным содержанием углерода после термообработки / Л.С. Малинов, И.Е. Малышева // Вестник Приазовского государственного технического университета : Сб. науч. тр. - Мариуполь, 2000. – Вып. 9. – С. 89-92.
15. Геллер А.Л. Цементуемые стали для деталей горных машин / А.Л. Геллер // Технология и организация производства. – 1973. - № 3. – С. 46-49.
16. Малинов Л.С. Влияние остаточного аустенита на износостойкость сталей и высокопрочного чугуна при сухом трении / Л.С. Малинов // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 1997. - № 4. – С. 46-49.
17. Богачев И.Н. Структура и свойства железомарганцевых сплавов / И.Н. Богачев, В.Ф. Еголаев. - М. : Металлургия, 1973. - 296 с.
18. Малинов В.Л. Влияние марганца на структуру и износостойкость наплавленного металла типа низкоуглеродистой стали / В.Л. Малинов // Автомат. сварка. - 2011. - № 8. - С. 15-19.

Bibliography:

1. Pat. № 63462 Ukraine, МКІ С21 Д1/2. Method strengthening / L.S. Malinov, V.L. Malinov. - № 2343704; Claim 22.04.2003; Publ. 15.01.2004, Bull. № 1 (Ukr.)
2. Zinchenko V.M. Influence of the residual austenite on mechanical properties cemented steels / V.M. Zinchenko, B.V. Georgievskaja, V.A. Olovjanishnikov // MiTOM. – 1987. - № 12. - P. 25-29 (Rus.)
3. Borisenok T.V. Chemicothermal treatment of metals and alloys. Reference book / T.V. Borisenok, L.A. Vasilev, L.G. Voroshnin, etc. – М. : Metallurgy, 1981. – 424 p. (Rus.)
4. Minkevich A.N. Chemicothermal treatment of metals and alloys / A.N. Minkevich. – М. : Mashinostroenie, 1966. – 491 p. (Rus.)
5. Guterman V.N. Influence of a microstructure on wear resistance of carbon steels at abrasive wear process / V.N. Guterman, M.M. Tenenbaum // MiTOM. – 1956. - № 1. – P. 15-21 (Rus.)
6. Popov V.S. Wear resistance of the die mold for manufacturing hearthstone / V.S. Popov, I.N. Brykov, N.S. Ditrichenko. – М. : Metallurgy, 1971. - 169 p. (Rus.)
7. Malinov L.S. Increase of abrasive wear resistance cemented steels 18XГТ and 12XH3A at the expense of reception metastable austenite / L.S. Malinov, E.L. Malinova, E.J. Kharlanova // Metals. – 1993. - № 2. – P. 108-111 (Rus.)
8. Geller A.L. Residual austenite and wear resistance alloyed cemented steels / A.L. Geller, V.N. Yurko // Proceedings of High schools. Ferrous metallurgy. – 1991. - № 6. – P. 66-69. (rus.)
9. Korshunov L.G. Influence of residual austenite on abrasive wear resistance high-carbon steels / L.G. Korshunov, A.V. Makarov, N.L. Chernenko // Thesis of report V All-Union conference «Structure and properties of non-magnetic steels», Sverdlovsk, 1994. – P. 34 (Rus.)
10. Malinov L.S. Reception of metastable austenite at cementation Fe-Mn of steels / L.S. Malinov, L.I. Jakushechkina, E.L. Malinova // Thesis of report Republican Meetings «Non-nickel and low-nickel alloys», Tbilisi, 1983. – P. 37-39 (Rus.)
11. Malinov L.S. Low-carbon manganese cemented steels / L.S. Malinov, L.I. Jakushechkina, E.L. Malinova // MiTOM. 1985. - № 3. – P. 32-35 (Rus.)
12. Malinov L.S. Cemented low-carbon steels with the raised maintenance of manganese / L.S. Malinov // Metal and casting of Ukraine. – 2000. - № 1-2. – P. 49-53 (Rus.)
13. Malinov L.S. Influence of cementation and the subsequent heat treatment on structure, phase structure and abrasive firmness Fe-Cr-Mn of steels / L.S. Malinov, A.P. Cheylyah, E.L. Malinova // Metals. - № 1. - P. 120-123 (Rus.)
14. Malinov L.S. Abrasive and with impact-abrasive wear resistance cemented steels with the raised maintenance of carbon after heat treatment / L.S. Malinov, I.E. Malysheva // Vestnik of Priazovsky state Technical University : Collection of scientific work. - № 9. - Mariupol, 2000. – P. 89-92 (Rus.)
15. Geller A.L. Cemented steels for details of mountain cars / A.L. Geller // Technology and organization of the manufacturing. – 1973. - № 3. – P. 46-49 (Rus.)
16. Malinov L.S. Influence of residual austenite on wear resistance of steels and high-duty cast iron at a dry friction / L.S. Malinov // Metallurgical and mining industry. – 1997. - № 4. – P. 46-49 (Rus.)
17. Bogachyov I.N. Structure and properties ferromanganese alloys / I.N. Bogachyov, V.F. Egolaev. – М. : Metallurgy, 1973. – 296 p. (Rus.)
18. Malinov V.L. Influence of manganese on structure and wear resistance type low-carbon steels deposited metal / V.L. Malinov // Automatic welding. - 2011. - № 8. - P. 15-19 (Rus.)

Рецензент: С.В. Гулаков
д-р техн. наук, проф. ГВУЗ «ПГТУ»

Статья поступила 30.03. 2012