

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

УДК 669.14.018.29:621.785.012

©Чейлях Я.А.¹, Якушечкина Л.И.², Никитина А.В.³, Щеглова А.М.⁴

ВЛИЯНИЕ ЦЕМЕНТАЦИИ (КАРБОНИТРАЦИИ) И РЕЖИМОВ ЗАКАЛКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА Fe-Cr-Mn СТАЛЕЙ

Исследованы стали на железо-хром-марганцевой основе различных структурных классов: 30X2Г6С2Ф – мартенситного, 30X8Г6С2Ф – аустенитного, 20X14Г7 и наплавленная 20X12Г9СТАФ – аустенитно-мартенситного, 08X22Г6СФ – феррито-аустенитного после цементации, сталь 09X17Г9СНЛ после карбонитрации и закалки с разных температур. Использовались следующие методы исследования: металлографические, химико-спектральный анализ, измерение твёрдости и микротвёрдости, испытания на ударный изгиб, изнашивание сухим трением (металл по металлу).

Ключевые слова: метастабильные хромо-марганцевые стали, цементация, закалка, механические свойства, износостойкость, деформационное мартенситное превращение.

Чейлях Я.О., Якушечкина Л.И., Никитина Г.В., Щеглова Г.М. Вплив цементації (карбонітрації) та режимів гартування на структуру та властивості Fe-Cr-Mn сталей. Досліджено стали на залізо-хром-марганцевої основі різних структурних класів: 30X2Г6С2Ф – мартенситного, 30X8Г6С2Ф – аустенитного, 20X14Г7 і наплавлена 20X12Г9СТАФ – аустенитно-мартенситного, 08X22Г6СФ – феррито-аустенитного після цементації, сталь 09X17Г9СНЛ після карбонітрації і гарту з різних температур. Використовувалися такі методи дослідження: металографічні, хіміко-спектральний аналіз, вимірювання твердості і мікротвердості, випробування на ударний вигин, зношування сухим тертям (метал по металу).

Ключові слова: метастабільні хромо-марганцеві стали, цементація, гартування, механічні властивості, деформаційне мартенситне перетворення.

Ya.O. Cheiliakh, L.I. Yakushechkina, G.V. Nikitina, G.M. Shcheglova. Influence of carburizing (carbonitriding) and hardening regimes on structure and properties of Fe-Cr-Mn steels. Steels on Fe-Cr-Mn base various structural classes: steel 30Cr2Mn6Si2V – martensite, steel 30Cr8Mn6Si2V – austenite, 20Cr14Mn7; surfacing 20Cr12Mn9SiTiNV – austenite-martensite, 08Cr22Mn6SiV – ferrite-austenite was investigated after carburizing, steel 09Cr17Mn9SiNi after carbonitriding and quenching from different temperatures. Used Following methods of investigation: optical metallography, chemical and spectral analysis, hardness and micro-hardness measurement, impact test, wear test of dry friction (metal to metal).

Keywords: metastable chromium-manganese steels, carburizing, quenching, mechanical properties, deformation induced martensite transformation.

Постановка проблемы. В последнее время роль инженерии поверхности в формировании износостойкости изделий приобретает всё более актуальное значение. Решение проблемы повышения износостойкости за счёт химико-термической обработки, в частности цементации (или карбонитрации) специальных сталей, наиболее эффективно за счёт создания метастабиль-

¹ аспирант, ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь

² канд. техн. наук, доцент, ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь

³ лаборант лаборатории механических испытаний, ПАО «ММК им. Ильича», г. Мариуполь

⁴ инженер, ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь

ных состояний и использования преимуществ фазовых превращений в процессе обработки и, особенно, в процессе изнашивания.

Анализ последних исследований и публикаций. В большинстве известных работ для обеспечения максимальной износостойкости цементованных деталей обычно получают структуру мартенсита закалки и цементита. При этом исключают или ограничивают присутствие остаточного аустенита, который считается вредной составляющей [1]. В работах [2-6] сохраняют некоторое количество остаточного аустенита, считая его присутствие полезным, однако это не связывают с его деформационной метастабильностью. Лишь в немногих работах [7-10] показано использование деформационного мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha'$ превращения остаточного аустенита при изнашивании (ДМПИ), что дополнительно увеличивает износостойкость. При этом данные об исследовании цементованных специальных сталей и наплавленного металла различных структурных классов весьма ограничены. Между тем, содержание в них повышенного количества карбидообразующих элементов (Cr, V, Ti и др.) обуславливает формирование специальных карбидов и карбидосодержащих структурных комплексов, являющихся весьма эффективным средством повышения износостойкости в сочетании с ДМПИ. Этот вопрос в литературе не освещается, а его изучение представляет научный интерес.

Цель статьи – изучение особенностей формирования структуры науглероженных слоёв Fe-Cr-Mn сталей и наплавленного металла с различным содержанием хрома разных структурных классов для повышения износостойкости.

Изложение основного материала. В качестве материала для исследования выбраны стали на железо-хромомарганцовистой основе различных структурных классов: 30X2Г6С2Ф – мартенситного, 30X8Г6С2Ф – аустенитного, 20X14Г7 и наплавленная сталь 20X12Г9СТАФ – аустенитно-мартенситного, 08X22Г6СФ – феррито-аустенитного.

Из указанных сталей (30X2Г6С2Ф, 30X8Г6С2Ф, 20X14Г7, 08X22Г6СФ), предварительно кованных на прутки, изготавливались образцы размером 10x10x55 мм. Сталь 09X17Г9НСЛ исследовалась в литом, а 20X12Г9СТАФ – в наплавленном состояниях. Припуски отшлифовывались механически на плоскошлифовальном станке. Образцы подвергались цементации (в твёрдом карбюризаторе с добавлением кальцинированной соды) при температуре 970°C в течение 18 часов, охлаждение на воздухе. Литую сталь 09X17Г9НСЛ подвергали также карбонитрации в среде смеси твёрдого карбюризатора, соды и желтой кровяной соли $K_4[Fe(CN)_6]$ при температуре 870°C в течение 12 часов. Затем после ХТО проводилась закалка образцов при различных температурах в интервале 850...1150°C, выдержкой 20 мин. и последующим охлаждением в масле, после чего проводился отпуск при 200°C. Для исследования макроструктуры образцы подвергались травлению универсальным реактивом ($FeCl_3 + HNO_3 + H_2O$) в течение 1...5 мин., затем промывались водой. Проводился послойный спектральный анализ химического состава с шагом 0,1 мм на вакуумном квантометре «Spectrovac 1000».

Измерение твёрдости осуществлялось на приборе Роквелла по ГОСТ 9012-59. Динамические испытания на изгиб образцов размером 10x10x55 мм с U-образным надрезом проводились на маятниковом копре по ГОСТ 9454-78. Испытания на изнашивание при сухом трении скольжения проводились на машине МИ-1М по схеме колодка (испытуемый образец) ролик (контрольное тело, твёрдостью HRC45). Время изнашивания составляло: частное – между двумя взвешиваниями – 3 мин, общее время изнашивания 21 мин. Взвешивания проводились с точностью до 0,0001 г по ГОСТ 2764-88. Относительную износостойкость вычисляли по формуле:

$$\varepsilon = \frac{\Delta m_{\text{э}}}{\Delta m_{\text{обр}}}, \quad (1)$$

где $\Delta m_{\text{э}}$, $\Delta m_{\text{обр}}$ – потери массы эталона и образца за одинаковое время изнашивания (21 мин.). В качестве эталона использована сталь 45 в отожжённом состоянии с твёрдостью HB160.

Микроструктура стали 30X2Г6С2Ф в исходном состоянии состоит из 80% мартенсита и 20% остаточного аустенита. С увеличением содержания хрома до 8% сталь 30X8Г6С2Ф переходит в аустенитный класс. С увеличением содержания хрома от 14 до 22% сталь переходит из аустенитно-мартенситного класса (стали 20X14Г7 и 20X12Г9СТАФ) в аустенитно-ферритный класс (стали 08X18Г6СФ, 09X17Г9НСЛ); при содержании хрома ~ 22% – в феррито-аустенитный класс (сталь 08X22Г6СФ, где содержание феррита 65...80%, а остальное – аусте-

нит). Важной особенностью исследованных сталей является метастабильность аустенитной фазы, способной претерпевать $\gamma \rightarrow \alpha'$ ДМПИ.

Микроструктура стали 30X2Г6С2Ф после цементации и закалки с 850°C состоит в поверхностном слое из мартенсита, аустенита и большого количества дисперсных карбидов цементитного типа (FeCr)₃C (рис. 1, а). Далее по глубине цементованного слоя количество аустенита увеличивается, а количество карбидов и мартенсита уменьшается. Постепенно микроструктура переходит в исходную, мартенсито-аустенитную с преобладанием мартенсита.

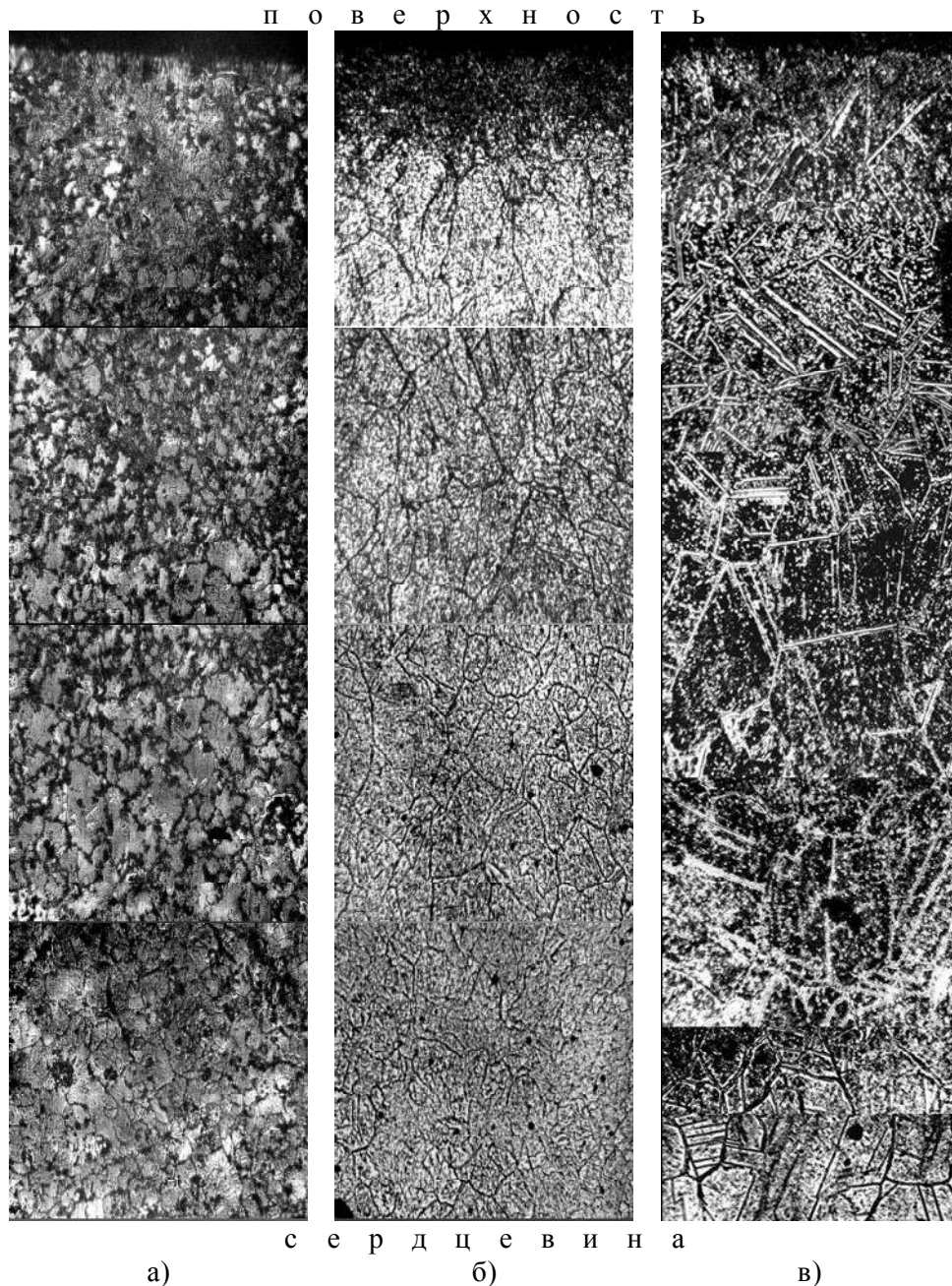


Рис. 1 – Микроструктура цементованного слоя сталей 30X2Г6С2Ф (а), 30X8Г6С2Ф (б), 20X14Г7 (в) после закалки при температурах 850°C (в) и 950°C (а, б), отпуск при 200°C; $\times 400$

С повышением температуры нагрева под закалку протяжённость аустенитной зоны цементованного слоя увеличивается, а количество карбидов уменьшается. Это объясняется растворением карбидов цементитного типа в аустените при нагреве под закалку.

Микроструктура поверхностного цементованного слоя стали 30X8Г6С2Ф состоит из аустенита и множества карбидов, количество которых по глубине цементованного слоя постепенно уменьшается (рис. 1, б). При нагреве под закалку с температуры 1050°C и, особенно, 1150°C их количество заметно уменьшается, т.к. специальные карбиды типа $Cr_{23}C_6$, присутствующие в этой стали, растворяются в аустените при температуре свыше 1000°C.

Сталь 20X14Г7 относится к аустенитно-мартенситному классу. После цементации и закалки с 850°C микроструктура поверхностного слоя состоит из большого количества карбидов разнообразной формы (рис. 1, в). Карбиды располагаются в аустенитной матрице, и при этом наблюдаются тонкие прямолинейные вытянутые кристаллы длиной 40...60 мкм и цепочки частиц карбидов, вероятно Cr_7C_3 . Внутри зёрен аустенита наблюдается большое количество вторичных дисперсных карбидов $Cr_{23}C_6$ преимущественно сферической формы.

Следует заметить, что процесс науглероживания исследованных сталей, хотя и происходит в одинаковых термодинамических условиях (при температуре 970°C), несколько различается условиями фазовых состояний.

Адсорбция и диффузия углерода для сталей 30X2Г6С2Ф, 30X8Г6С2Ф, 20X14Г7 – мартенситно-аустенитного, аустенитного и аустенитно-мартенситного классов протекает в однофазном, чисто аустенитном, состоянии, как это и происходит для многих марок стандартных цементуемых сталей.

В отличие от них, цементация стали 08X22Г6СФ феррито-аустенитного класса осуществляется в двухфазном феррито-аустенитном состоянии (при температуре 970°C), и это обуславливает различия в формировании структуры их науглероженных слоёв. Аналогичные особенности характерны и для сталей аустенитно-ферритного класса 09X17Г9СНЛ, 08X18Г6СФ и др.

Для сталей 30X2Г6С2Ф, 30X8Г6С2Ф, 20X14Г7, 20X12Г9СТАФ при науглероживании в чисто аустенитном состоянии в поверхностной области цементованного слоя образуется повышенное, выше равновесного, количество карбидов специальных – $Cr_{23}C_6$, Cr_7C_3 и цементитного типа – $(Fe,Cr)_3C$. Их морфология может быть различна: они образуются в виде цепочек по границам зёрен, пересекают крупные зёрна аустенита подобно двойникам (рис. 1, в). Это может объясняться преимущественным развитием диффузии углерода по границам зёрен по дислокационному механизму, а также по плоскостям двойникования аустенитных зёрен. Множество мелких карбидов, вероятно типа $Cr_{23}C_6$ выделяются внутри зёрен (рис. 2, а).

В структуре цементованного слоя стали 08X22Г6СФ, насыщающейся в феррито-аустенитном состоянии, карбидные частицы $Cr_{23}C_6$ и Cr_7C_3 так же располагаются как по границам, так и внутри зёрен (рис. 2, а). Однако частицы карбидов хрома преимущественно сосредотачиваются внутри аустенитных зёрен, а ферритная матрица остаётся практически без карбидных частиц. Это можно объяснить очень низкой растворимостью углерода в феррите, который, вероятно, служит для трансфера атомов углерода к аустенитным зёрнам, где и образуются карбидные частицы. В результате в сталях этого типа формируется дифференцированная структура с преимущественным расположением карбидных частиц внутри аустенитных зёрен. При повышении температуры закалки до 1150°C количество карбидов в поверхностном слое уменьшается за счёт растворения специальных карбидов типа $Cr_{23}C_6$ и Cr_7C_3 в аустените. При этом микроструктура аустенитно-ферритная с преобладанием аустенита. При температуре 950°C происходит также дробление ферритных зёрен (рис. 2).

Впервые в настоящей работе обнаружена существенная разница в морфологии карбидных частиц насыщенных при ХТО слоёв Fe-Cr-Mn сталей, имеющих разную металлургическую природу и полученных разными технологическими способами. Для кованных и прокатанных сталей характерна микроструктура, рассмотренная выше.

Для литых состояний, например, стали 09X17Г9СНЛ аустенитно-ферритного класса, имеющих дендритное строение зёрен аустенита и феррита, после карбонитрации и наплавленных сталей 20X(10...12)Г(6...9)СТАФ после цементации, обнаруживается микроструктура эвтектического строения (рис. 3), напоминающая строение белых хромомарганцовистых доэвтектических чугунов [10]. В структуре насыщенного углеродом и азотом слоя обнаруживается скелетообразное разветвлённое расположение карбидов хрома типа $Cr_{23}C_6$ и Cr_7C_3 в аустенитной или аустенитно-ферритной матрице (рис. 3, а, в), напоминающее строение эвтектических колоний.

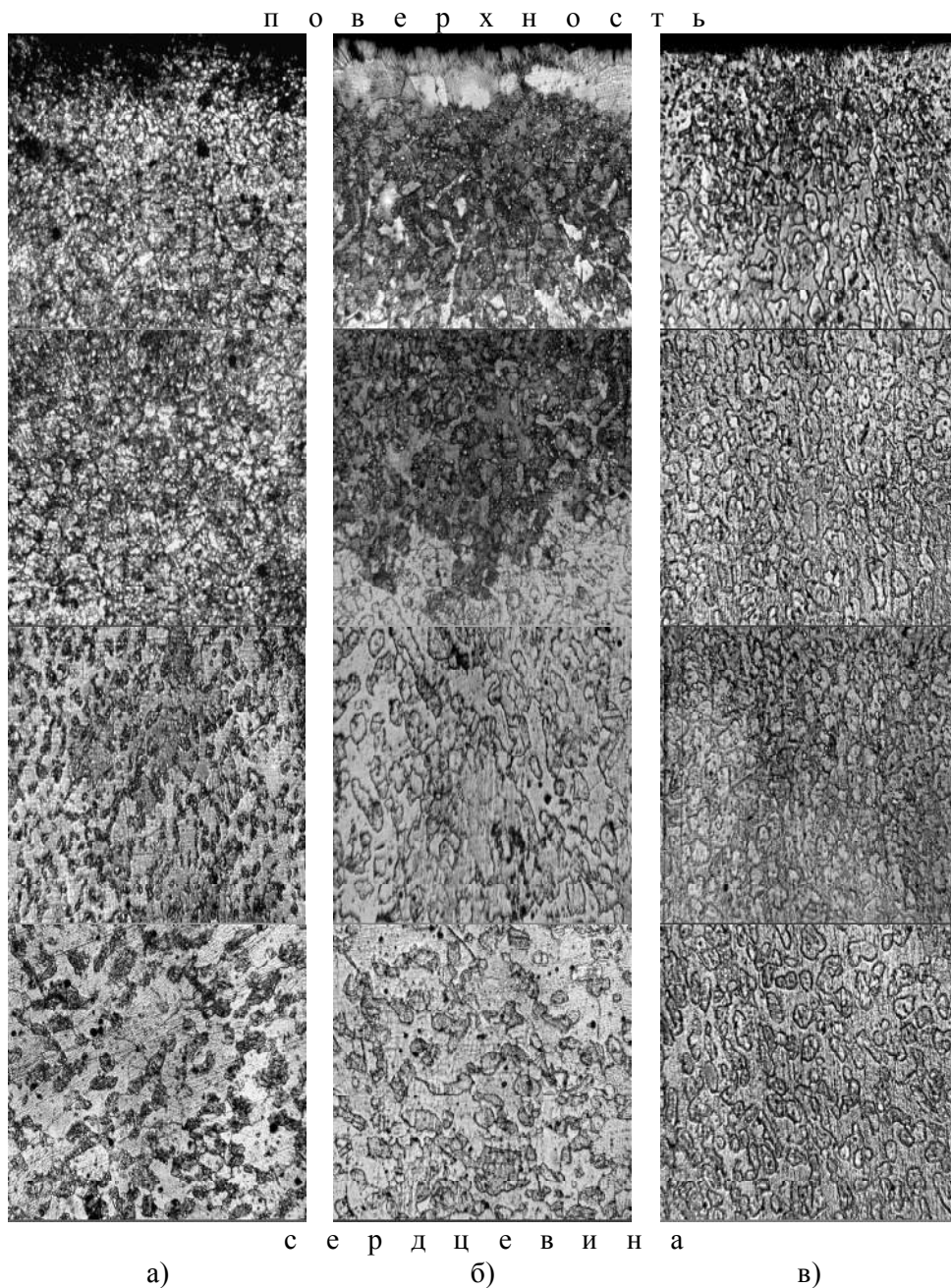


Рис. 2 – Микроструктура цементованного слоя стали 08X22Г6СФ после закалки при температурах: а) 850°C; б) 1050°C; в) 1150°C; отпуск при 200°C; $\times 400$

Образование «эвтектических» колоний $A(\Phi) + Cr_{23}C_6 + Cr_7C_3$ можно объяснить встречной диффузией карбидообразующего хрома в направлении, противоположном направлению диффузии углерода, дифференциаций (гетерогенизации) концентраций в твёрдом γ - и α -растворах. Это создаёт условия для формирования хромисто-углеродных или хромисто-углеродно-азотистых флуктуаций, последующего зарождения и роста частиц карбидов и карбонитридов. Причём их расположение по границам дендритов аустенита, характерное для литой или наплавленной структуры, в целом, аналогично образованию эвтектических колоний в белых высокохромистых чугунах.

Однако в случае цементации рассматриваемых хромомарганцевых сталей и наплавленного металла целесообразно говорить о псевдоэвтектических колониях, поскольку они образуются в иных термодинамических условиях и по иному механизму в отличие от классической эвтектической кристаллизации чугунов.

Следует также заметить, что эвтектические образования обнаруживаются на местах бывших ферритных зёрен неправильной формы, располагавшихся по границам аустенитных зёрен. Можно предположить, что низкая растворимость углерода в феррите и, одновременно, большее сродство к хрому являются факторами, стимулирующими образование карбидных частиц в местах предпочтительного расположения феррита.

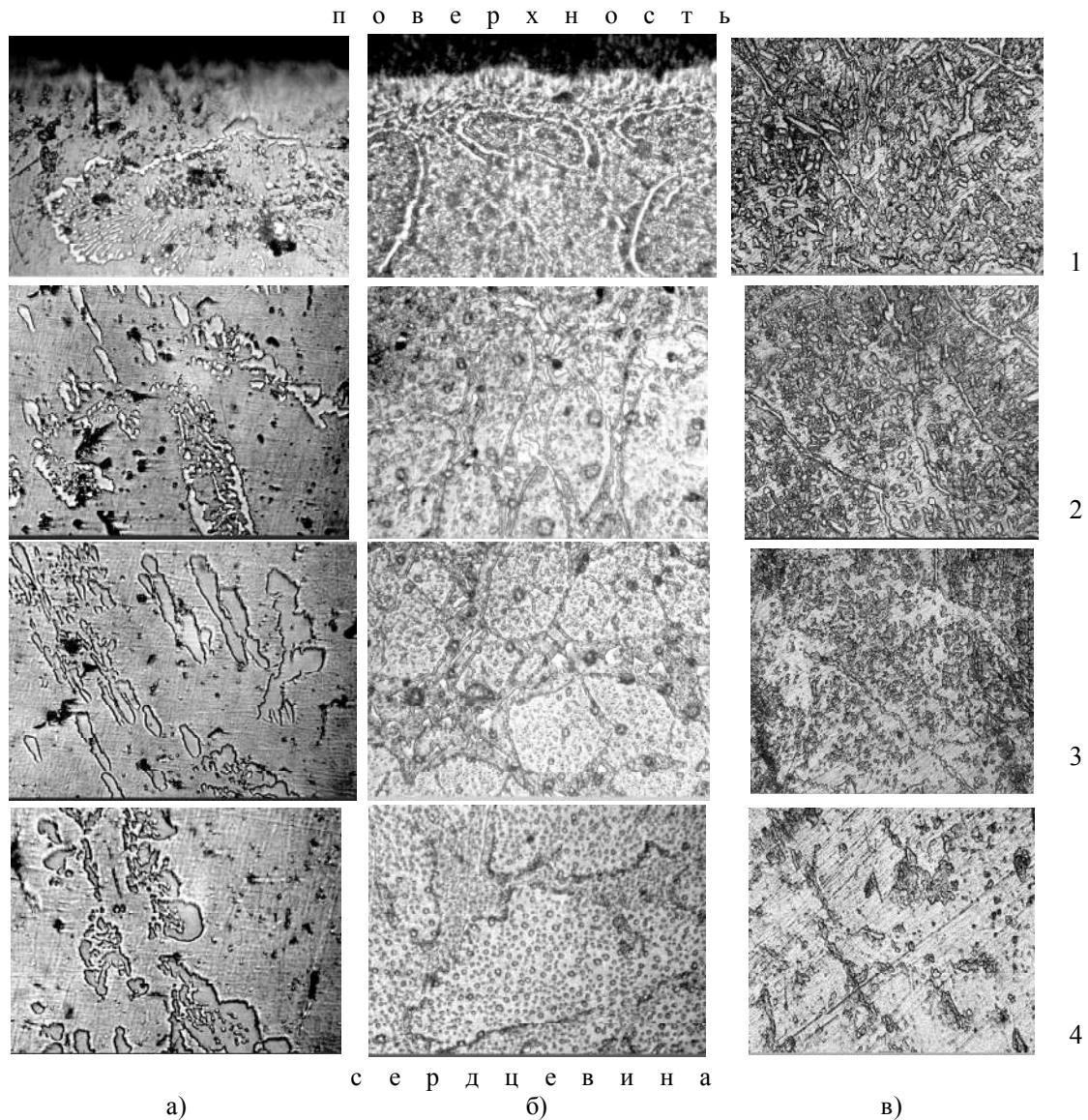
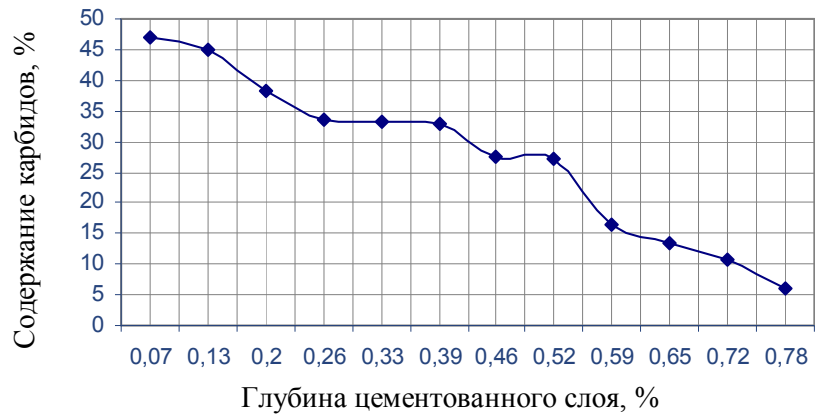


Рис. 3 – Микроструктура нитроцементированного слоя стали 09X17Г9НСЛ: а) нетравленная структура без термообработки; б) закалка при 950 °С; х500 в) цементированного слоя наплавленного металла 20X12Г9СТАФ после закалки при 900 °С; х400

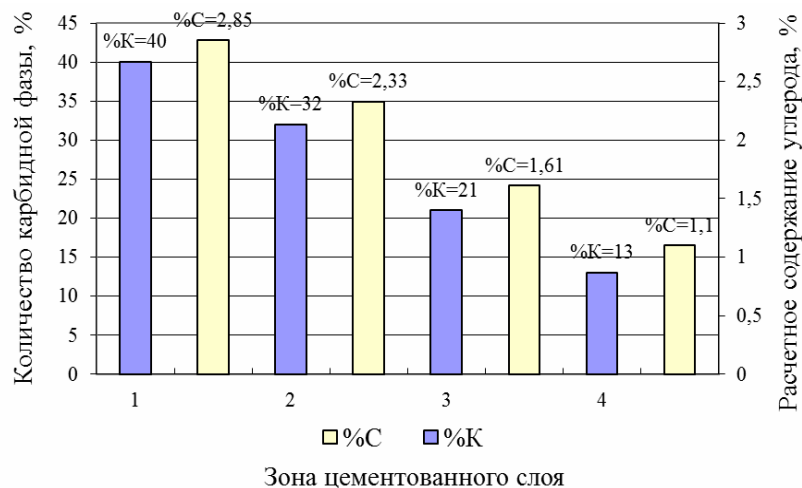
В связи с рассмотренными выше особенностями поверхностного насыщения исследованных сталей с повышенным содержанием хрома представляло интерес определить содержание карбидных частиц в их поверхностных слоях.

Количественный металлографический анализ по глубине науглероженного слоя стали 20X14Г7 и наплавленного металла марки 20X12Г9СТАФ показал, что в тонком поверхностном слое толщиной от 0,07 до 0,5 мм содержание карбидных фаз составляет 40...47% (рис. 4). Данные работ [11-14], полученные на нержавеющей сталях с 13% Сг подтверждают правильность наших результатов исследования хромомарганцовистых сталей указанных выше классов. Содержание углерода в этом количестве карбидов хрома соответствует ~2,7...3,0%. С учётом

концентрации углерода в аустените 0,9...1,0% можно предположить, что суммарное содержание углерода в насыщенном слое составляет до 3,6%. На глубине 0,45 мм содержание карбидов соответствует ~30%, а на глубине 0,6...0,7 мм количество карбидов уменьшается до 10...15%.



а)



б)

Рис. 4 – Распределение содержания карбидов (а,б) и содержания углерода (б) по глубине цементованного слоя стали 20X14Г7 после закалки при 850°C (а) и наплавленного металла 20X12Г9СТАФ после закалки при 900°C (б) (см. номера фото на рис. 3, в)

Повышение содержания углерода в цементованных слоях сталей с повышенным содержанием хрома можно объяснить высоким сродством хрома к углероду, снижением активности углерода в аустените под влиянием хрома [4], механизмом внутреннего науглероживания [14].

Аналогичное повышенное содержание углерода за счёт образования большого количества карбидов в цементованных слоях получено и для наплавленного металла 20X12Г9СТАФ (рис. 4, б), сталей аустенитно-ферритного (08X18Г6СФ), ферритно-аустенитного (08X22Г6СФ) классов [15], а также стали 12X17 ферритного класса, исследованной в работе [16].

Такая технология химико-термической и термической обработок позволяет получать естественный биметалл: на поверхности стальных деталей с составом и микроструктурой высокохроммарганцовистых белых чугунов, а в сердцевине – с составом, структурой и свойствами сталей разных структурных классов, указанных выше.

Максимальное значение ударной вязкости $KCU = 3,21 \text{ Дж/см}^2$ наблюдается после закалки при температуре 1150°C и отпуска 200°C в стали 30X8Г6С2Ф. Это объясняется равномерным распределением дисперсных карбидов в аустенитной матрице. При этом значение твёрдости HRC34. В стали 30X2Г6С2Ф наибольшее значение ударной вязкости $KCU = 2,65 \text{ Дж/см}^2$ соответствует закалке с 950°C (отпуск 200°C). Сталь 20X14Г7 после закалки с 950°C и отпуска 200°C имеет пониженное значение ударной вязкости $KCU = 0,82 \text{ Дж/см}^2$ за счёт образования

большого количества хрупких карбидов вытянутой формы. В целом, с повышением температуры закалки в выбранном интервале температур ударная вязкость всех исследованных сталей возрастает. Это можно объяснить растворением карбидов и карбонитридов особенно располагавшихся по границам зерен, а также увеличением содержания и степени стабильности аустенита.

Относительная износостойкость исследованных сталей существенно зависит от содержания в них хрома и режима закалки, определяющих формирование микроструктуры науглероженного слоя. При невысоком содержании хрома ~2% цементованная сталь 30X2Г6С2Ф обладает наибольшей износостойкостью после закалки при относительно невысокой температуре 950°C (рис. 5). Микроструктура цементованного слоя состоит из мартенсита, не полностью растворившихся карбидов цементитного типа и остаточного аустенита. В процессе испытаний на изнашивание остаточный аустенит претерпевает $\gamma \rightarrow \alpha'$ ДМПИ, которое вызывает сильное поверхностное самоупрочнение и способствует повышению износостойкости.

Износостойкость в условиях трения-скольжения стали 30X8Г6С2Ф также имеет наибольшее значение после закалки с относительно низкой температуры 850°C (рис. 5), а наплавленного металла 20X12Г9СТАФ – при 900°C (таблица). Их микроструктура при этом аустенитно-мартенситно-карбидная со специальными карбидами хрома Cr_7C_3 и $Cr_{23}C_6$ и, как результат, пониженной устойчивостью аустенита к $\gamma \rightarrow \alpha'$ ДМПИ. В условиях абразивного и ударно-абразивного изнашивания 20X12Г9СТАФ износостойкость максимальна после закалки при 1100°C, когда образуется аустенитно-карбидная структура.

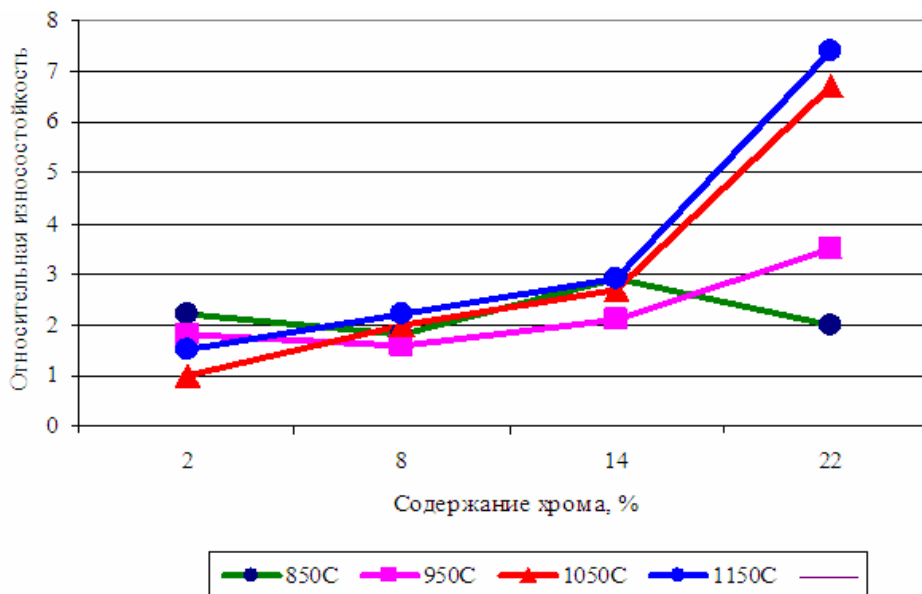


Рис. 5 – Зависимость относительной износостойкости от содержания хрома в Fe-Cr-Mn сталях после цементации и закалки с разных температур

Таблица

Влияние цементации и закалки на механические свойства наплавленного металла 20X12Г9СТАФ

Режимы термообработки	HRC	Относительная износостойкость		
		трение-скольжение	абразивная	ударно-абразивная
в наплавленном состоянии	33	2,53	1,74	1,5
Цементация (Ц.) без термообработки	30	3,41	1,9	1,79
Ц. + закалка 900 °С	40	4,53	2,1	2,66
Ц. + закалка 1000 °С	38	4,36	2,1	2,4
Ц. + закалка 1100 °С	37	4,26	2,9	3,32

С увеличением содержания хрома от ~ 2 до ~ 14% в цементованных исследованных сталях относительная износостойкость возрастает, особенно, после закалки при повышенных температурах 1050...1150°C (см. рис. 5). Это объясняется сохранением специальных карбидов хрома Cr₇C₃ и Cr₂₃C₆ в частично растворенном виде в аустените и возрастанием самоупрочняющей роли $\gamma \rightarrow \alpha'$ ДМПИ в повышении износостойкости.

С увеличением содержания хрома до ~22% износостойкость цементованной стали 08X22Г6СФ после закалки особенно при повышенных температурах 1050...1150°C возрастает в наибольшей степени с $\varepsilon = 1,5 \dots 2,3$ до $\varepsilon = 6,5 \dots 7,4$, т.е., практически, в 3...4 раза (рис. 5 и 6). И это происходит, несмотря на присутствие в структуре значительного (до 65%) количества феррита, снижающего обычно износостойкость, как это общепринято считать. Причинами значительного повышения износостойкости можно считать образование множества специальных карбидов хрома, доля которых в поверхностном слое может достигать 47%. Не исключено, что при нагреве под закалку до 1050...1150°C протекает $\alpha \rightarrow \gamma$ – превращение, вследствие которого увеличивается содержание метастабильного аустенита, что обуславливает благоприятные условия для реализации $\gamma \rightarrow \alpha'$ ДМПИ, вызывающего дополнительное самоупрочнение в процессе изнашивания. В целом, с увеличением температуры закалки с 850°C до 1150°C сталей с 2% хрома износостойкость при сухом трении снижается, а сталей с ~ 14 и ~22% хрома – возрастает (рис. 6).

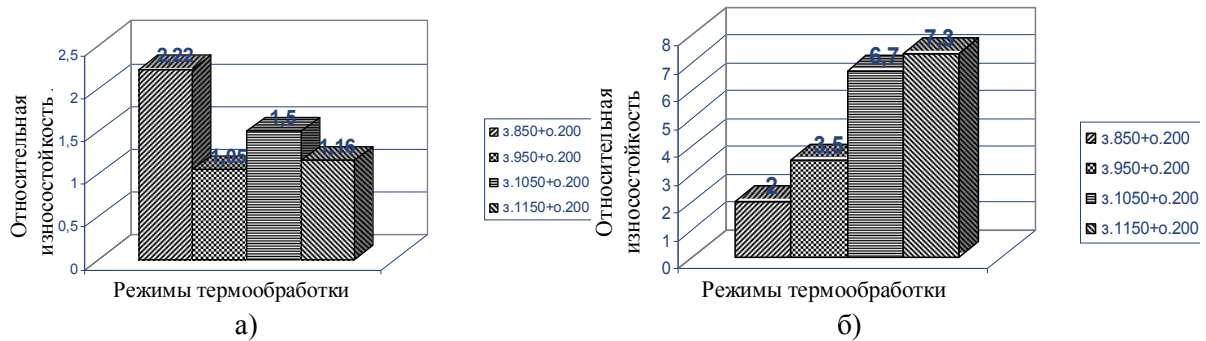


Рис. 6 – Влияние температуры закалки на относительную износостойкость при сухом трении металл по металлу цементованных сталей 30X2Г6С2Ф (а) и 08X22Г6СФ (б)

Выводы

1. С увеличением содержания хрома в цементованных Fe-Cr-Mn сталях с ~2 до 22% при каждой из температур закалки (особенно 1050-1150°C) возрастает относительная износостойкость, особенно интенсивно при содержании ~22% Cr после закалки при повышенных температурах 1050...1150°C.
2. Наиболее высокая износостойкость при трении-скольжения каждой из цементованных сталей достигается при разных температурах закалки: для 30X2Г6С2Ф, 30X8Г6С2Ф и 20X12Г9САФ – 850...950°C; для сталей 20X14Г7 и 08X22Г6СФ – 1150°C; для 20X12Г9САФ абразивная и ударно-абразивная износостойкость – 1100°C.
3. Обнаружены морфологические особенности строения науглероженного слоя высокохромомарганцевых сталей в зависимости от технологических условий их получения: для кованых и катаных сталей – это расположение карбидов хрома по границам зёрен и внутри зёрен, в том числе по плоскостям двойникования; для литых и наплавленных состояний – это образование псевдоэвтектических колоний A(Ф) + Cr₇C₃ + Cr₂₃C₆.
4. Цементация (карбонитрация) хромомарганцевых сталей (кованных, литых и наплавленных) позволяет создавать в поверхностном слое метастабильные фазово-структурные модификации с повышенным содержанием карбидов Cr₂₃C₆ и Cr₇C₃ и карбонитридов (до 47%), соответствующие структуре белых высокохромистых чугунов и метастабильного аустенита, претерпевающего $\gamma \rightarrow \alpha'$ ДМПИ, что обеспечивает значительное повышение износостойкости.

Список использованных источников:

1. Ассонов А.Д. Химико-термическая обработка зубчатых колес / А.Д. Ассонов // Современная технология термической обработки деталей машин / МДНТП. – М., 1968. – Сб. 1. – С. 75-92.
2. Геллер А.Л. Цементуемые стали для деталей горных машин // Технология и организация производства. 1973. – № 3. – С. 46-49.
3. Siepak J. The influence of contact stress on the wear of a carburized steel case with a high content of retained austenite // Wear. – 1982. – 80. – № 3. – p. 301-305.
4. Смирнов М.А. Основы термической обработки стали: учебное пособие. / М.А. Смирнов, В.М. Счастливцев, Л.Г. Журавлев. – М. : «Наука и технологии», 2002. – 519 с.
5. Mayer G. Effects of nickel on the properties of carburised steels. / G. Mayer, P. Munro // Met. And Metal Form. – 1973. – v. 40, № 6. – p. 170-176.
6. Chu D.L., Yao M. Effect of retained austenite on rolling fatigue durability of carburised and carbonitrided steels. / D.L. Chu, M. Yao // Proc. Int. Symp. Gear. and Power Transm., Tokyo. – 1981. – Vol1. – p. 435-439.
7. 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 // Изв. АН СССР. Металлы. – 1991. – № 1. – С. 120-123.
8. 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 // Изв. РАН. Металлы. – 1993. – № 2. – С. 108-111.
9. Малинов Л.С. Повышение свойств цементированных сталей за счет реализации эффекта самозакалки при нагружении, регулирования количества и стабильности аустенита применительно к конкретным условиям // Металл и литье Украины. – 2002. – № 9-10. – С. 10-13.
10. Чейлях А.П. Экономнолегированные метастабильные сплавы и упрочняющие технологии. – Мариуполь: ПГТУ, 2009. – 483 с.
11. Шербединский Г.В. Влияние диффузионного перераспределения хрома на износостойкость цементованной стали 3Х13 / Г.В. Шербединский, А.И. Шумаков, С.В. Земский, В.М. Перевезев // МиТОМ. – 1977. – №1. – С. 60-64.
12. Попов В.С. Повышение однородности науглероживания высокохромистых сталей / В.С. Попов, Н.Н. Брыков, М.И. Андрущенко, И.В. Брындин // Изв. ВУЗов. Чер. металлургия. – 1990. – № 4. – С. 71-73.
13. Ляхович Л.С. Цементация стали 2Х13 в твердом карбюризаторе. / Л.С. Ляхович, Э.П. Пучков, Ф.Я. Прецкайло // МиТОМ. – 1977. – № 2. – С. 52-53.
14. Шмыков А.А. Термодинамика и кинетика процессов взаимодействия контролируемых атмосфер с поверхностью стали. / А.А. Шмыков, В.Г. Хорошайлов, Е.Л. Гюлиханданов – М. : Металлургия. – 1991. – 160 с.
15. Чейлях Я.А. Влияние легирующих элементов и термообработки на микроструктуру, метастабильность и свойства науглероженных слоев Fe-Cr-Mn сталей. / Я.А. Чейлях, В.В. Чигарев, И.М. Олейник // Вісник Приазовського державного технічного університету. Сер. : технічні науки : зб. наук. праць. – Маріуполь, ПДТУ, 2010, вип. 20. – С. 120-124.
16. Чейлях А.П. Поверхностное упрочнение сталей ферритного и мартенситного классов созданием метастабильных состояний методами цементации и термообработки. / А.П. Чейлях, Я.А. Чейлях // Металлургия машиностроения, 2008. – № 1. – С. 34-38.

Bibliography:

1. Assonov A.D. Thermo-chemical treatment of gears / A.D. Assonov // The modern technology of heat treatment of machine parts / MDNTP. – M., 1968. – Sat A. – P. 75-92. (Rus.)
2. Geller A.L. Carburized steel parts for mining machines // Technology and Production. In 1973. – № 3. – P. 46-49. (Rus.)
3. Siepak J. The influence of contact stress on the wear of a carburized steel case with a high content of retained austenite // Wear. – 1982. – 80, № 3. – P. 301-305.
4. Smirnov M.A. Fundamentals of heat treatment of steel : a tutorial. / M.A. Smirnov, V.M. Schastlivtsev, L.G. Zhuravlev. – M. : «Science and Technology», 2002. – 519 p. (Rus.)
5. Mayer G. Effects of nickel on the properties of carburised steels. / G. Mayer, P. Munro // Met.

- And Metal Form. – 1973. – v. 40, № 6. – P. 170-176.
6. Chu D.L., Yao M. Effect of retained austenite on rolling fatigue durability of carburised and carbonitrided steels. / D.L. Chu, M. Yao // Proc. Int. Symp. Gear. and Power Transm., Tokyo. – 1981. – Vol.1. – P. 435-439.
 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