

УДК 669.018:621.78

Чигарев В.В.¹, Чейлях Я.А.², Олейник И.М.³**ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ И ТЕРМООБРАБОТКИ НА
МИКРОСТРУКТУРУ, МЕТАСТАБИЛЬНОСТЬ И СВОЙСТВА
НАУГЛЕРОЖЕННЫХ СЛОЕВ Fe – Cr – Mn СТАЛЕЙ**

Выявлены закономерности влияния хрома (от 2 до 22 %) и температуры закалки (850-1150 °С) на формирование микроструктуры, степени метастабильности аустенита и свойства науглероженных слоев Fe – Cr – Mn сталей.

Ключевые слова: метастабильный аустенит, фазовые превращения, износостойкость.

Чигарев В.В., Чейлях Я.А., Олейник И.М. Вплив легувальних елементів і термообробки на мікроструктуру, метастабільність та властивості науглецьованих шарів Fe – Cr – Mn сталей. *Виявлені закономірності впливу хрому (від 2 до 22 %) і температури гартування на формування микроструктури, ступені метастабільності аустеніту та властивості науглецьованих шарів Fe – Cr – Mn сталей.*

Ключові слова: метастабільний аустеніт, фазові перетворення, зносостійкість.

V.V. Chigarev, Y.A. Cheylyakh, I.M. Oleynik. The influence of alloying elements and heat treatment on microstructure, metastability and properties of carbonized balls of Fe – Cr – Mn steels. *Regularities of chromium influence (2-22 %), and temperature of tempering upon formation of microstructure were revealed, as well as degrees of metastable austenite and properties of carbonized balls, made of Fe – Cr – Mn steel grades.*

Keywords: metastable austenite, the phase transformation, wear-resistance.

Постановка проблемы. Весьма актуальной проблемой является повышение износостойкости и долговечности многих деталей машин.

Анализ последних исследований и публикаций. Данные о поверхностном упрочнении средне- и высоколегированных сталей (в том числе высокопрочных и коррозионностойких) немногочисленны, а полезность присутствия в структуре науглероженных слоев остаточного аустенита представляется противоречивой [1-3]. При этом остается неизученным влияние легирующих элементов на формирование структуры, степень ее метастабильности и свойств науглероженных слоев в специальных сталях, что ограничивает возможности ХТО для эффективного их поверхностного упрочнения.

Цель статьи – изучение влияния легирующих элементов на формирование структуры, метастабильность аустенита и свойства хромомарганцевых сталей, подвергаемых цементации.

Изложение основного материала. Исследованы хромомарганцевые стали 30X(2...8)Г6С2Ф, 08X(14-22)Г6СФ, содержащие различное количество хрома от ~2 до ~22 %, под влиянием которого изменялся фазовый состав, охватывающий следующие структурные классы: мартенситно-аустенитный (М-А), аустенитно-мартенситный (А-М), аустенитный (А), аустенитно-ферритный (А-Ф) и ферритно-аустенитный (Ф-А) (табл. 1).

Образцы сталей подвергали цементации в твердом карбюризаторе при температуре 930 – 950 °С в течение 10 – 12 часов, охлаждение на воздухе до комнатной температуры. После цементации проводили закалку от 850 до 1150 °С с охлаждением в масле, отпуск при 250 °С, 1 ч.

Фазовый состав стали определяли на дифрактомере ДРОН-3 в железном K_{α} – излучении. Металлографические исследования проводили на микроскопе «Neophot – 21», микротвердость определялась на микротвердомере ПМТ-3, твердость измеряли на твердомере ТК – 2 (Роквелла) (ГОСТ 9013-59). Испытания на ударно-абразивную износостойкость проводились в среде литой чугуновой дроби [4]. Относительная износостойкость определялась по соотношению потерь веса

¹ д-р техн. наук, профессор, Приазовский государственный технический университет, г. Мариуполь

² аспирант, Приазовский государственный технический университет, г. Мариуполь

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

эталона ($\Delta P_{эт}$, сталь 45 отожженная твердостью НВ 190) и испытуемого образца ($\Delta P_{обр}$) за одинаковое время изнашивания (120 мин):

$$\varepsilon = \frac{\Delta P_{эт}}{\Delta P_{обр}}$$

Таблица 1

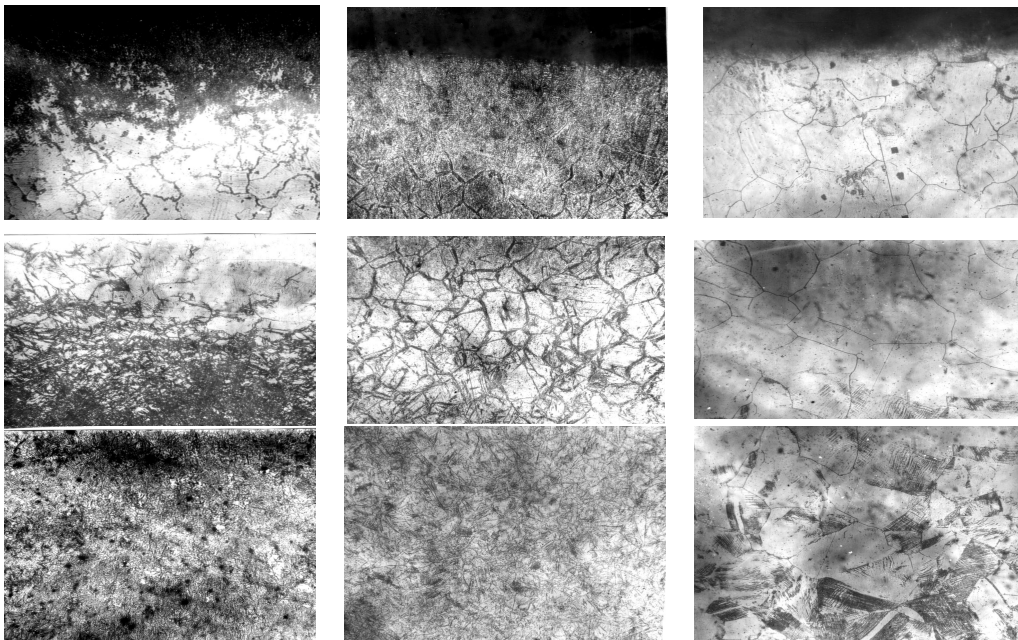
Химический, фазовый составы и структурные классы Fe-Cr-Mn сталей

Марка ста- ли	Содержание элементов, масс. %					Содержание фаз, %			Структурный класс
	C	Cr	Mn	Si	V	мартенсит	феррит	аустенит	
30X2Г6С2Ф	0,28	1,92	6,33	1,64	0,18	81	-	19	М – А
30X4Г6С2Ф	0,31	3,25	6,61	1,98	0,20	48	-	52	А – М
30X6Г6С2Ф	0,34	5,50	6,57	2,03	0,17	8	-	92	А – М
30X8Г6С2Ф	0,35	8,37	6,76	2,05	0,16	2	-	98	А
08X14Г6СФ	0,09	14,0	4,99	0,4	0,25	60	-	40	М – А
08X18Г6СФ	0,1	17,69	5,14	0,46	0,22	-	46	54	А – Ф
08X22Г6СФ	0,08	21,68	6,1	0,50	0,28	-	64	36	Ф – А

После цементации и термообработки в поверхностном слое образцов под влиянием повышенного содержания углерода формировались карбидные фазы различного состава в зависимости от содержания хрома в сталях. В сталях, содержащих 2-6 % Cr, образовывались карбиды преимущественно цементитного типа $(Fe,Cr)_3C$, а в сталях с 8-22 % Cr – специальные карбиды хрома $(Cr,Fe)_{23}C_6$ и $(Cr,Fe)_7C_3$, а также содержалось небольшое количество карбидов ванадия (VC). Микроструктура поверхностного слоя стали 30X2Г6С2Ф после цементации – преимущественно мартенситно – карбидная, с небольшим количеством остаточного аустенита. С увеличением содержания хрома с ~ 2 до ~ 8 % в микроструктуре поверхностного слоя уменьшается количество мартенсита и возрастает количество аустенита.

Температурой нагрева под закалку регулировалось соотношение основных фазовых составляющих и микроструктура сталей (рис. 1).

п о в е р х н о с т ь



а

с е р д ц е в и н а

б

в

Рис. 1 – Микроструктура сталей 30X6Г6С2Ф (а) и 20X14Г7 (б, в) после цементации при 1050 °С и закалки с различных температур, $\times 100$:

а– 850 °С; б – 1050 °С; в – 1150 °С.

При относительно невысокой температуре нагрева под закалку (850 °С) поверхностный слой образцов стали 30Х6Г6С2Ф представляет собой смесь карбидов, мартенсита и остаточного аустенита (рис. 1, а), чему соответствует повышенная микротвердость этой смеси $H_{0,098}=5,6 - 6,5$ ГПа (рис. 2, а). По мере удаления от поверхности структура стали 30Х6Г6С2Ф становится аустенитной крупнозернистой, чему соответствует снижение микротвердости до 4,7 – 5 ГПа, затем следует М-А структура с мелким зерном, диспергированная карбидами хрома ($Cr_{23}C_6$) и ванадия. Постепенно эта структура по глубине слоя переходит в А-М с преобладанием γ -фазы (рис. 1).

С увеличением температуры нагрева под закалку с 850 до 1150 °С цементованных сталей 30Х(2...8)Г6С2Ф содержание карбидов уменьшается вследствие их растворения в аустените, а количество аустенита возрастает. При этом, чем больше хрома содержится в стали, тем больше образуется аустенита после закалки в поверхностном слое. Этому соответствует снижение микротвердости стали 30Х6Г6С2Ф до 2,5...4,2 ГПа (рис. 2 а). Похожий характер изменения микроструктуры обнаруживается и для цементованной стали с большим содержанием хрома – 20Х14Г7 после закалки с разных температур (рис. 1 б, в). Для нее характерна более развитая карбидная сетка по границам зерен, что обусловлено большим содержанием карбидообразующего хрома. В достаточных крупных зернах аустенита науглероженного слоя после закалки с температур 850-1050 °С наблюдается образование крупнопластичного высокоуглеродистого мартенсита. После закалки цементованной стали с повышенной температуры 1150 °С карбиды $Cr_{23}C_6$ полностью растворяются в аустените (см. рис. 1 в). Постепенно крупнозернистая А структура переходит в А-М. В результате этого характер изменения микротвердости по глубине цементованного слоя в целом сохраняется прежним, однако понижаются ее абсолютные значения. При дальнейшем увеличении содержания хрома до 18...22 % в сталях 08Х18Г6СФ и 08Х22Г6СФ микротвердость поверхностного слоя оказалась значительно выше ($H_{0,098}=7,3...9,6$ ГПа), чем в сталях с меньшим его содержанием (рис 2 б). Это можно объяснить повышенным объемом карбидных фаз 30-40 % в поверхностном науглероженном слое образцов [4], а также ограничением растворимости углерода в феррите. Это обуславливает повышенное содержание углерода ~ 2,7 – 4,5 % и, вероятно, концентрации хрома выше равновесных значений, что можно объяснить эффектом реактивной диффузии и механизмом внутреннего науглероживания. По существу в поверхностном слое формируется структура белых легированных чугунов, а сердцевина образцов имеет структуру сталей соответствующих классов, что можно считать получением естественного биметалла, аналогично результатам работы [5] для цементованной стали 12Х17 ферритного класса.

С повышением температуры закалки с 850 °С до 1150 °С снижение твердости стали 08Х18Г6СФ хотя и наблюдается, однако оно выражено в несколько меньшей степени, чем других сталей (см. рис. 2 б). Это можно объяснить влиянием хрома и формированием карбидов по видимому не только $Cr_{23}C_6$, но и Cr_7C_3 , которые в меньшей степени подвержены растворению в аустените и практически не растворимы в феррите.

Зависимость твердости и относительной ударно-абразивной износостойкости от содержания хрома и температуры нагрева под закалку для двух групп Fe – Cr – Mn сталей с 2...8 % Cr и 14...22 % Cr приведены на рис. 3 и 4.

Для цементованных сталей 30Х(2...8)Г6С2Ф с увеличенным содержанием хрома при каждой температуре нагрева под закалку возрастает твердость (рис. 3 а). Это можно объяснить увеличением вклада твердорастворного механизма в упрочнение сталей. В целом же для каж-

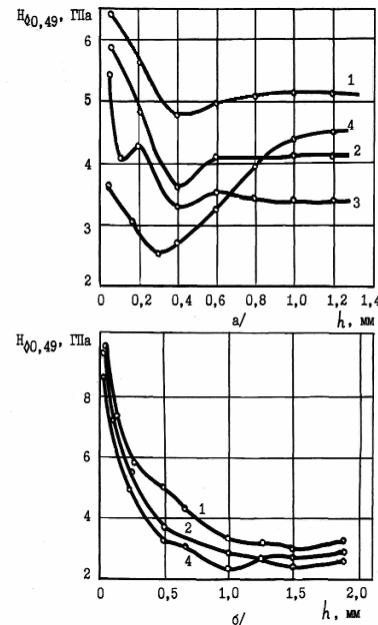


Рис. 2 - Изменение микротвердости по глубине цементованного слоя сталей 30Х6Г6С2Ф (а) и 08Х18Г6СФ (б) при температурах закалки: 1 – 850 °С; 2 – 950 °С; 3 – 1050 °С; 4 – 1150 °С.

дой из сталей с увеличением температуры нагрева под закалку твердость снижается, что обусловлено растворением карбидов хрома в аустените, увеличением содержания и стабильности аустенита. Относительная износостойкость исследованных сталей не обнаруживает такой четкой зависимости от содержания хрома и температуры закалки. Так, наибольшей твердости стали 30X8Г6С2Ф после закалки с 850 °С (HRC 49) соответствует относительно невысокая износо-стойкость ($\epsilon=3,8$), а наибольшая ее величина ($\epsilon=6,4$) обнаруживается после закалки с 1050 °С при твердости всего HRC 37. В целом, для каждой марки стали существует оптимальная температура нагрева под закалку, обеспечивающая повышение относительной ударно-абразивной износостойкости. Эта температура обуславливает, с одной стороны, оптимальную степень растворения карбидов цементованного слоя в аустените и оптимальную степень упрочнения твердого раствора. С другой стороны, достигается оптимальное количество и степень метастабильности аустенита, что обуславливает развитие деформационного мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в поверхностном слое в ходе изнашивания (ДМПИ) под ударно-деформирующим воздействием дроби. Это превращение сопровождается динамическим деформационным старением (ДДС) аустенита и мартенсита в процессе изнашивания, связанным с выделением дисперсных карбидов. Оба превращения наряду с механизмами динамического двойникования и повышения плотности дислокаций вызывают значительное самоупрочнение тонкого поверхностного слоя, что и обеспечивает самоповышение относительной износостойкости цементованных сталей в процессе изнашивания.

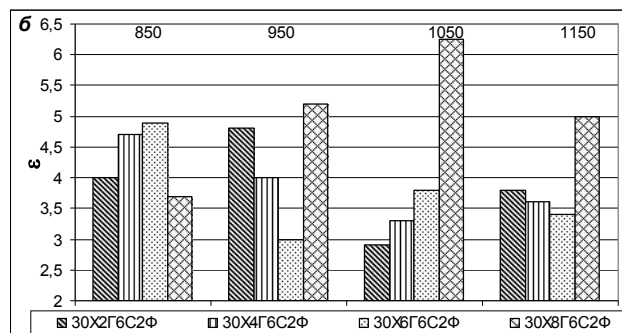
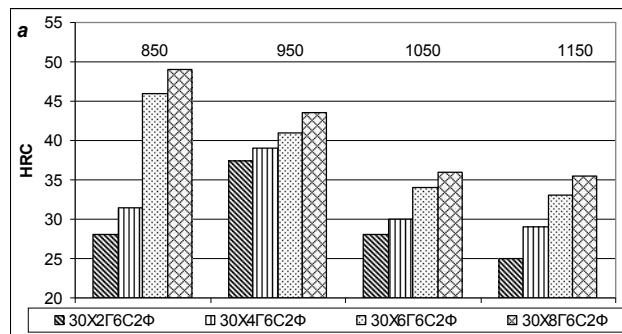


Рис. 3 - Влияние хрома и температуры нагрева под закалку на твердость (а) и относительную износостойкость (б) цементованных высокопрочных Fe-Cr-Mn сталей.

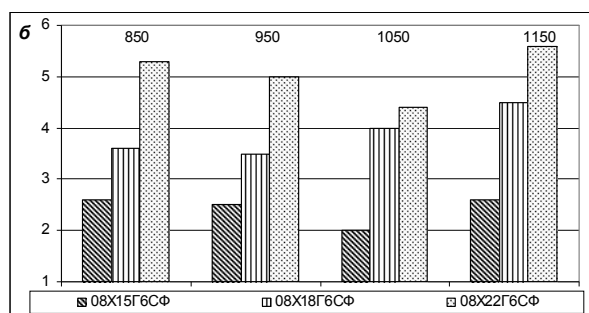
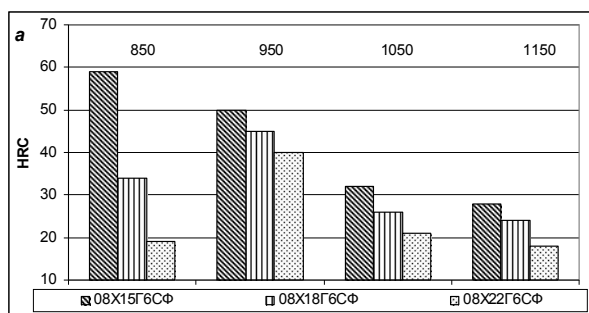


Рис. 4 - Влияние хрома и температуры нагрева под закалку на твердость (а) и относительную износостойкость (б) цементованных коррозионностойких Fe-Cr-Mn сталей.

Совершенно иная картина изменения свойств под влияния хрома и термообработки обнаруживается для коррозионно-стойких сталей с повышенным содержанием хрома (14...22 %). При каждой температуре закалки в интервале 850...1150 °С с увеличением содержания хрома от 14 до 22 % твердость цементованных сталей снижается (рис. 4 а). Это можно объяснить растворением части карбидов в аустените, исчезновением мартенсита и увеличением содержания феррита. При этом для сталей А-М класса (0814Г6СФ, 20X14Г7) с увеличением температуры закалки твердость монотонно уменьшается, а для сталей А-Ф (08X18Г6СФ) и Ф-А (08X22Г6СФ) классов она изменяется по кривой с максимумом, соответствующим 950 °С.

В противоположность изменению твердости цементованных сталей с увеличением содержания хрома и повышением температуры нагрева под закалку, ударно-абразивная износостойкость возрастает (рис. 4 б). При этом, относительно невысокой твердости (~HRC 20) стали Ф-А класса 08X22Г6СФ после закалки с температур 850 °С и 1150 °С соответствует наибольшая износостойкость ($\varepsilon=5.2\dots5.5$). Отсутствие адекватной зависимости между твердостью и относительной ударно-абразивной износостойкостью в Fe – Cr – Mn цементованных сталях свидетельствует об исключительной роли ДМПИ и ДДС в развитии процесса самоупрочнения в ходе изнашивания. Важную роль в формировании сопротивления изнашиванию играет эффект синергизма в метастабильных сталях, согласно которому в процессе изнашивания происходит взаимоусиление традиционных механизмов упрочнения в сочетании с механизмами ДМПИ и ДДС и обусловленных ими процессами самоупрочнения и релаксации микронапряжений.

Использование цементации и закалки с разных температур исследованных Fe-Cr-Mn сталей различных структурных классов дает возможность создавать новые метастабильные фазово-структурные модификации и комбинации поверхности и сердцевины. Это позволяет сочетать повышенную износостойкость (при необходимости в комбинации с коррозионной стойкостью и жаростойкостью) с высокопрочной сердцевиной (стали А-М и М-А классов) или, напротив, с вязкой сердцевиной (стали А класса) в зависимости от предъявленных требований.

Выводы

1. Использование цементации хромомарганцевых сталей с различным содержанием хрома и последующей закалки с разных температур позволяет в широких пределах регулировать фазовый состав и микроструктуру, создавать разнообразные метастабильные фазово-структурные модификации поверхностных слоев и эффективно управлять их свойствами.

2. С увеличением содержания хрома в хромомарганцевых сталях непрерывно возрастает микротвердость поверхностной (А+К) зоны до 8,6...9,7 ГПа, количество карбидов хрома ($Cr_{23}C_6$ и Cr_7C_{23}) достигает 32-40 % вследствие реактивной (восходящей) диффузии хрома.

3. Наиболее высокая ударно-абразивная износостойкость достигается: в сталях с 6-8 % Cr после цементации и закалки с относительно невысоких температур 850-1050 °С; в сталях с 18...22 % Cr после цементации и закалки с повышенных температур 1150 °С, когда формируется аустенитно-карбидная структура поверхностной зоны науглероженного слоя, претерпевающая $\gamma \rightarrow \alpha'$ ДМПИ и ДДС.

4. Повышенная ударно-абразивная износостойкость хромомарганцевых сталей после цементации и закалки объясняется высоким содержанием карбидов, превращением метастабильного аустенита в мартенсит с выделением высокодисперсных карбидов, в процессе изнашивания, вызывающими эффект деформационного самоупрочнения.

Список использованных источников:

1. Геллер А.Л. Цементуемые стали для деталей горных машин / А.Л. Геллер // Технология и организация производства. - 1973. - № 3. - С. 46-49.

2. Siepak J. The influence of contact stress on the wear of a carburized steel case with a high content of retained austenite/ J. Siepak // Wear. - 1982. - 80, № 3. - P. 301-305.

3. Малинов Л.С. Повышение свойств цементированных сталей за счет реализации эффекта самозакалки при нагружении, регулирования количества и стабильности аустенита применительно к конкретным условиям / Л.С. Малинов // Металл и литье Украины.- 2002.- № 9-10.- С. 10-13.

4. Чейлях А.П. Экономнолегированные метастабильные сплавы и упрочняющие технологии / А.П. Чейлях. - Харьков: ННЦ «ХФТИ», 2003, – 212 с.

5. Чейлях А.П., Чейлях Я.А. Поверхностное упрочнение сталей ферритного и мартенситного классов созданием метастабильных состояний методами цементации и термообработки/ А.П. Чейлях, Я.А. Чейлях // Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов: Сб. докл. 8-го Международ. конгресса. – Харьков: ННЦ «ХФТИ», 2007, Т.1.- С. 84-89.

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

Статья поступила 12.04.2010