

ВЛИЯНИЕ ОТПУСКА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ХРОМОМАРГАНЦОВИСТЫХ И МАРГАНЦОВИСТЫХ ИЗНОСОСТОЙКИХ ЧУГУНОВ С МЕТАСТАБИЛЬНЫМ АУСТЕНИТОМ

В ряде работ [1-5] изучалось влияние температуры отпуска на структуру и свойства высокохромистых износостойких чугунов. Лишь в некоторых из них отмечалась важная роль фазовых превращений, развивающихся в поверхностных слоях под воздействием абразивной среды в повышении износостойкости сплавов [1, 2, 4]. Однако степень метастабильности аустенита исходной структуры в них не учитывалась. Между тем в работе [6] показана возможность регулирования отпуском степени метастабильности аустенита, кинетики его превращения в мартенсит и свойств Fe-Cr-Mn сталей. В настоящей работе исследовано влияние температуры и кратности отпуска, с точки зрения регулирования фазового состава, степени метастабильности аустенита, на структуру и свойства хромомарганцовистых и марганцовистых износостойких чугунов.

В качестве материала исследования были взяты хромомарганцовистые и марганцовистые чугуны, химический состав которых приведен в таблице 1. Чугуны выплавлялись в индукционной печи ДСП-006 средней частоты с кислой кварцовой футеровкой. Отливку образцов производили в песчано-глинистые формы. На хромомарганцовистых чугунах ЧХ6Г6Д2 и ЧХ21Г7Д2 изучалось влияние температуры нагрева в интервале от 200 до 850 °С в течение 2 ч после нормализации при 1050 °С, а на марганцовистых ЧГ5Д2 и ЧГ6Б4Д2Ю и хромомарганцовистом ЧХ16Г3Д2 влияние кратности высокотемпературного отпуска на структуру, фазовый состав и свойства. При этом высокий отпуск проводился для чугуна ЧГ6Б4Д2Ю, находящегося в литом состоянии без предварительной нормализации, поскольку он имел преимущественно аустенитную металлическую основу. Чугуны ЧГ5Д2 и ЧХ16Г3Д2 перед многократным нагревом подвергались нормализации при температуре 1050 °С (выдержка 40 мин) для получения преимущественно аустенитной металлической основы. Температуры многократного отпуска для указанных чугунов составляли: ЧГ5Д2 - 500 °С, ЧГ6Б4Д2Ю - 580 °С, ЧХ16Г3Д2 - 685 °С, время выдержки каждого отпуска - 1 час. Различные температуры отпуска взяты с учетом специфики присутствующих карбидных фаз: в чугуне ЧГ5Д2 - цементитного типа $(Fe, Mn)_3C$ в чугуне ЧХ16Г3Д2 - Cr_7C_3 , $Cr_{23}C_6$ (с частичным замещением атомов хрома железом), в чугуне ЧГ6Б4Д2Ю - $(Fe, Mn)_3C$ и NbC.

В работе использовались металлографический, рентгеноструктурный, дюрOMETрический методы исследований, проводились испытания ударной вязкости и ударно-абразивной износостойкости в среде чугунной дроби на специально сконструированной установке².

Фазовый состав исследованных чугунов в литом состоянии определяется содержанием углерода и легирующих элементов. Хромомарганцовистые чугуны имели доэвтектический состав с содержанием 23-26 % карбидов в ЧХ6Г6Д2 преимущественно цементитного типа $(Fe, Cr)_3C$, а в ЧХ21Г7Д2 и ЧХ16Г3Д2 - с ~ 20-25 % преимущественно специальных карбидов хрома $(Cr, Fe)_7C_3$, $(Cr, Fe)_{23}C_6$. Металлическая основа чугуна ЧХ6Г6Д2 в литом состоянии была мартенситно-аустенитная с преобладанием

¹В исследованиях принимали участие В.А.Доня, А.Г.Батманов, Э.В.Павленко.

²Положительное решение Роспатента по заявке № 4936016/28 от 12.05.91 г.

Таблица 1. Химический состав исследованных чугунов

Марка чугуна	Содержание элементов, мас. %								
	C	Si	Cr	Mn	Cu	Al	Nb	S	P
ЧХ6Г6Д2	3,69	1,01	6,20	5,58	1,82	-	-	0,009	0,040
ЧХ16Г3Д2	3,10	1,04	15,61	2,83	1,33	-	-	0,012	0,020
ЧХ21Г7Д2	2,33	0,60	21,21	6,93	1,55	-	-	0,017	0,028
ЧГ5Д2	3,97	1,36	-	5,30	1,78	-	-	0,014	0,060
ЧГ6Б4Д2Ю	3,74	0,65	0,01	5,79	1,59	1,0	4,27	0,016	0,055

Примечание: чугуны дополнительно содержат ~ 0,01 % Са.

мартенсита, ЧХ16Г3Д2 - аустенитно-мартенситная, а ЧХ21Г7Д2 - аустенитная. Поэтому чугун ЧХ6Г6Д2 в исходном (литом) состоянии имел довольно высокую твердость HRC 61, ЧХ16Г3Д2 - HRC 54, а ЧХ21Г7Д2 - относительно невысокую ~ HRC 35. Фазовый состав марганцовистых чугунов был близок к эвтектическому, а металлическая основа в чугуне ЧГ5Д2 - мартенситно-аустенитная, а в ЧГ6Б4Д2Ю - аустенитная.

Предварительная нормализация чугуна ЧХ6Г6Д2 при температуре аустенитизации 1050 °С (отпуск 200 °С) несколько снижает твердость до HRC 57, вследствие растворения карбидов цементитного типа $(Fe,Cr)_3C$ в аустените, снижения мартенситной точки Mn и увеличения количества аустенита. В результате содержание карбидов снижается до 10-12 %, а структура металлической основы становится аустенитно-мартенситной. Твердость чугуна ЧХ21Г7Д2' после нормализации при 1050 °С и отпуска 200 °С, напротив, увеличивается до HRC 40 при одновременном снижении ударной вязкости (рис.16) в результате перекристаллизации структуры и дестабилизации чрезмерно стабильного первичного аустенита. Однако структура его металлической основы остается преимущественно аустенитной. Износостойкость обоих чугунов после нормализации возрастает (рис. 1), что

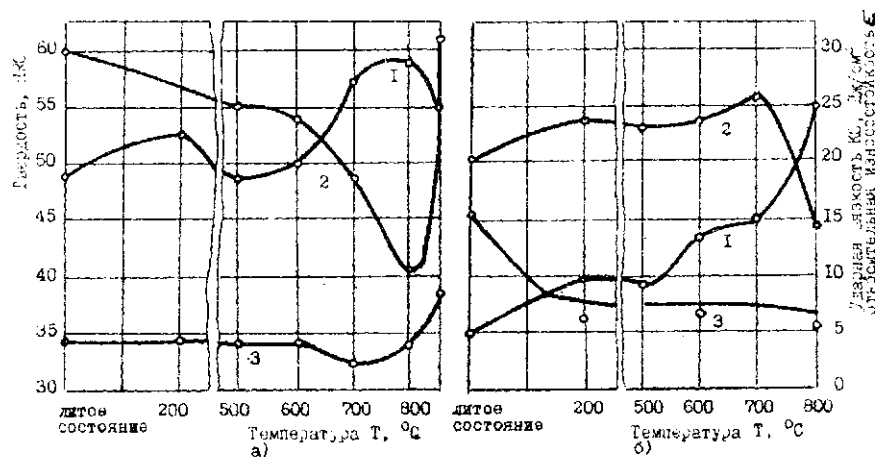


Рис.1. Влияние температуры нагрева на механические свойства хромомарганцовистых чугунов ЧХ6Г6Д2 (а) и ЧХ21Г7Д2 (б)
1 - HRC; 2 - ε; 3 - KCV.

можно объяснить использованием самоупрочняющего эффекта фазовых превращений - деформационного мартенситного (ДМП) и динамического деформационного старения (ДДС) в поверхностных слоях в ходе изнашивания под воздействием абразива, как это было объяснено в работе [7].

С увеличением температуры нагрева от 200 до 800 °С твердость сплавов изменяется неодинаково: чугуна ЧХ6Г6Д2 она снижается с HRC 57 до HRC 41, а чугуна ЧХ21Г7Д2, напротив, возрастает с HRC 40 до HRC 55 (рис.1). Снижение твердости чугуна ЧХ6Г6Д2 может быть объяснено распадом мартенсита и аустенита, выделением и коалесценцией карбидов. В результате после отпуска при 500-600 °С несколько уменьшается его износостойкость по сравнению с низкоотпущенным состоянием (рис. 1а). В интервале температур нагрева 600-800 °С чугуна ЧХ6Г6Д2 износостойкость изменяется неадекватно изменению твердости: резкому снижению твердости и достижению минимума при 800 °С соответствует существенное (в 1,5 раза) повышение износостойкости и достижение ее максимума при этой же температуре (рис. 1а). Это кажущееся противоречие можно объяснить следующим. В условиях нагрева и выдержки при 700-800 °С, т.е. в межкритическом Ан-Ак интервале температур протекает обратное $\alpha \rightarrow \gamma$ превращение и происходит обогащение аустенита марганцем и медью, что вызывает снижение т. Мн и сохранение вторичного аустенита аналогично тому, как это было обнаружено в марганцовистых сталях с 6-8 % Мн [8]. Так, если после нагрева при 600 °С в чугуне ЧХ6Г6Д2 содержалось 46 % мартенсита и 42 % аустенита, то после нагрева при 700 °С и 800 °С количество последнего составило 88 и 72 % соответственно (табл.2).

При ударно - абразивном воздействии дробы в процессе изнашивания в поверхностном слое образцов метастабильный аустенит претерпевает ДМП, сопровождающееся выделением карбидов вследствие ДДС [7]. Рентгено-структурный анализ изношенной рабочей поверхности образцов показал увеличение количества мартенсита при изнашивании.

Таблица 2. Изменение фазового состава чугуна ЧХ6Г6Д2 после изнашивания в дробы в течение 100 мин

Температура отпуска, °С	Количество фаз, %						Прирост фаз, %	
	до износа			после износа			ΔM	ΔK
	M	A	K	M	A	K		
600	46	42	12	84	2	14	38	2
700	0	88	12	30	58	12	30	0
800	17	72	13	69	16	15	52	2

Причем, аустенит, образующийся немного выше т. Ан при 700 °С, обладает и большей стабильностью в деформационных условиях воздействия абразива, чем при 800 °С. В результате в последнем случае при меньшей стабильности, он в большей степени превращается в мартенсит деформации ($\Delta M = 52$ %), чем при 700 °С ($\Delta M = 30$ %), что вызывает максимальное повышение износостойкости чугуна ЧХ6Г6Д2 (рис. 1а). Увеличение количества карбидов в поверхностном слое вследствие протекания ДДС не превышает 23 %. Таким образом, чем выше степень развития фазовых превращений (прежде всего ДМП), игащируемых абразивной средой, тем выше износостойкость. Ударная вязкость в интервале температур отпуска 200-600 °С практически остается постоянной, а при нагреве до 700 °С она несколько снижается, а затем (800-850 °С) возрастает.

Повышение твердости чугуна ЧХ21Г7Д2 с увеличением температуры нагрева в интервале 200-800 °С (рис.1 б) обусловлено выделением карбидов и частичным превращением аустенита в мартенсит при охлаждении. Это сопровождается снижением ударной вязкости в сравнении с литым состоянием. Износостойкость чугуна ЧХ21Г7Д2 также как и выше рассмотренного ЧХ6Г6Д2 с увеличением температуры нагрева изменяется экстремально. Причем ее максимум соответствует температуре 700 °С, хотя твердость чугуна в этом случае не максимальна (HRC 45). Повышение износостойкости здесь можно объяснить дестабилизацией аустенита и наиболее полным его превращением в мартенсит под воздействием абразивной среды в ходе изнашивания. После нагрева на 800 °С твердость чугуна ЧХ21Г7Д2 достигает наибольшей величины HRC 55, однако износостойкость при этом существенно снижается (рис. 1 б). Аналогичное некоторое снижение s происходит и в чугуне ЧХ6Г6Д2 при нагреве до 850 °С, вопреки значительному росту твердости с HRC 41 до HRC 62 (рис.1а). Снижение износостойкости можно объяснить завершением перекристаллизации, уменьшением количества метастабильного аустенита и, следовательно, возможности реализации его положительной роли в формировании износостойких чугунов.

Представляло интерес изучить возможность регулирования степени стабильности аустенита и повышения износостойкости чугунов с чрезмерно стабильной аустенитной металлической основой проведением многократного дестабилизирующего отпуска. Для этого были выбраны чугуны ЧГ6Б4Д2Ю и ЧХ16Г3Д2 с преимущественно аустенитной металлической основой и твердостью HRC 52 и 44, соответственно, а также марганцовистый чугун ЧГ5Д2 с преимущественно мартенситной матрицей, твердостью HRC 54. Для получения аустенитной металлической основы последний подвергали нормализации при 1030 °С, достаточной для полного растворения цементита и насыщения аустенита углеродом, марганцем и медью. После нормализации структура этого чугуна состояла из аустенита и небольшого количества цементита, вследствие чего он имел твердость всего HRC 13. При этом значительно возросла ударная вязкость с 1,0 до 10 Дж/см² в сравнении с литым состоянием.

Изменение механических свойств исследованных чугунов в зависимости от кратности отпуска приведено на рис.2.

С увеличением кратности отпуска чугуна ЧГ6Б4Д2Ю до 3, а чугуна ЧГ5Д2 до 7 твердость увеличивается, вследствие старения аустенита, связанного с выделением карбидной фазы и образованием из обедненного аустенита некоторого количества мартенсита охлаждения. Причем, особенно значительно с HRC 13 до HRC 41 возрастает твердость чугуна ЧГ5Д2 уже после 3-кратного отпуска. Одновременно снижается ударная вязкость чугунов (рис.2) вследствие усиления охрупчивающего фактора, связанного с карбидообразованием. Износостойкость для чугуна ЧГ6Б4Д2Ю после 1- и 3-кратного отпуска несколько снижается, а при увеличении кратности отпуска до 7 - возрастает (при некотором снижении твердости), приобретая более высокие значения в сравнении с литым состоянием. Причиной снижения после 3-кратного отпуска является уменьшение количества метастабильного аустенита и объема ДМП в поверхностном слое в ходе изнашивания, хотя количество мартенсита закалки и карбидов при этом увеличилось с 39 до 86 %. Повышение ϵ после 5-, 7-кратного отпуска связано с дальнейшим распадом аустенита, увеличением карбидов и образованием мартенсита, как при охлаждении до комнатной температуры (рис.2), так и в процессе изнашивания. Износостойкость чугуна ЧГ5Д2 после отпуска изменяется экстремально. Однократный отпуск при 500 °С, 1 ч при твердости HRC 21 в наибольшей степени увеличивает износостойкость в сравнении с нормализованным (рис.2) и

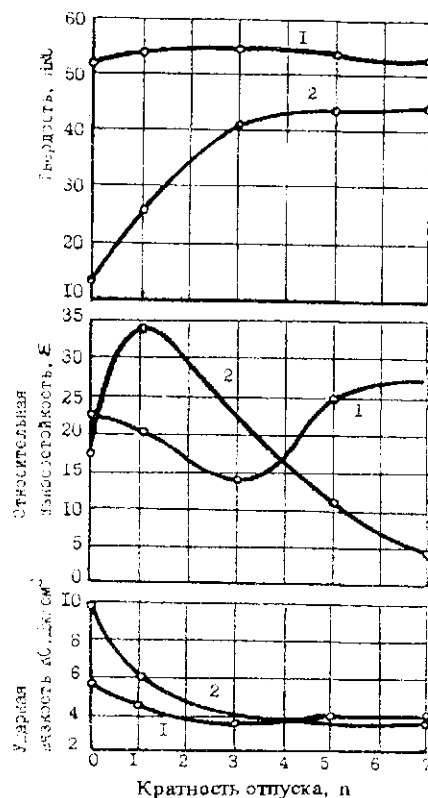


Рис.2. Влияние кратности отпуска n на механические свойства исследованных чугунов 1 - ЧГ6Б4Д2Ю ($T_{отп} = 580$ °С); 2 - ЧГ5Д2 ($T_{отп} = 500$ °С).

особенно (более, чем в 3 раза) литым состоянием, когда твердость HRC 54. При увеличении кратности отпуска до 7 износостойкость ЧГ5Д2 снижается до уровня литого состояния при непрерывном росте твердости (рис.2).

Наибольшая износостойкость рассмотренных чугунов достигается в условиях дестабилизации до определенного уровня аустенита металлической основы и наиболее полного использования его превращения в мартенсит, сопровождающегося выделением карбидов [6] в процессе изнашивания. Фазовые превращения, инициируемые ударно-абразивным воздействием, при изнашивании вызывают дополнительное самоотверждение и повышение износостойкости. Примечательно, что при оптимальных степени стабильности аустенита и реализации фазовых превращений в процессе изнашивания экономнолегированный и недорогой чугун ЧГ5Д2 имеет повышенную износостойкость по сравнению с более дорогим ЧГ6Б4Д2Ю, легированным 4,27 % Nb.

Закономерности изменения фазового состава и свойств чугуна ЧХ16Г3Д2 при многократном отпуске при 685 °С аналогичны таковым для чугуна ЧГ6Б4Д2Ю.

Таким образом, применение многократного отпуска, исключающего полный распад аустенита, но обеспечивающего его дестабилизацию до определенного предела, позволяет повышать износостойкость чугунов с аустенитной структурой.

ВЫВОДЫ

1. Температурой отпуска после нормализации и кратностью высокого отпуска можно регулировать фазовый состав, степень стабильности аустенита, полноту последующих фазовых превращений в ходе изнашивания и управлять ударно-абразивной износостойкостью чугунов.

2. Оптимизация степени стабильности аустенита и полноты фазовых превращений в ходе изнашивания параметрами отпуска позволяет достигать повышенный уровень ударно-абразивной износостойкости чугунов.

3. Получение определенного количества и степени стабильности вторичного аустенита нагревом в межкритический интервал Ан-Ак и использование его превращений в ходе изнашивания позволяет увеличивать износостойкость белых легированных чугунов.

4. Получение метастабильного аустенита и оптимальная реализация ДМП в процессе изнашивания позволяет достигать высокой износостойкости экономно легированных чугунов.

Библиографический список

1. *Бобр Ю.Г.* Легированные чугуны.- М.: Металлургия, 1976, 288 с.
2. Использование модифицированного хромистого чугуна для повышения долговечности деталей узлов уплотнения гидромашин / *Кириевский Б.А., Тихонович В.И., Затуловский С.С.* и др. - // Литые износостойкие материалы. - Киев, 1969. - С.87-101.
3. Повышение качества прокатных валков из высокохромистого чугуна высокотемпературной обработкой / *Т.С.Скобля, Е.Н.Вишнякова, Н.М.Можарова* и др. // *МирТОН*.- 1990.- № 10.- С.7-9.
4. *Войнов Б.А.* Износостойкие сплавы и покрытия. М.: Машиностроение. 1980.- 120 с.
5. О влиянии отпуска на свойства закаленного высокохромистого чугуна / *Ф.К.Ткаченко, В.Г.Ефременко, Г.В.Муравьева* и др. // Тез. докл. II региональной н.-т. конф.- Мариуполь, 1993.- Т.1. Металлургия.- С.137.
6. *Соколов К.Н., Малинов Л.С., Чейлях А.П.* Новые стали переходного класса на Fe-Cr-Mn основе // Известия ВУЗов. Черная металлургия. -1981.- № 7.- С.107-110.
7. Износостойкие чугуны с метастабильным аустенитом / *А.П.Чейлях, И.М.Олейник, Е.Б.Локшина* и др. // Металлы и литье Украины.- 1995.- № 1.- С.30-35.
8. *Гольдштейн Я.Е., Чарушикова Г.В., Беликов А.М.* Особенности фазовых превращений, структуры и свойства марганцевых сталей // Известия АН СССР. Металлургия и горное дело.- 1963.- № 4.- С.105-112.