

Я. А. Чейлях, канд. техн. наук, нач. упр.

А. П. Чейлях*, д-р техн. наук, проф., e-mail: cheilyakh_o_p@pstu.edu

ЧАО «Мариупольский металлургический комбинат имени Ильича», Мариуполь

*ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», Мариуполь

Влияние состава и режимов термической обработки на структуру, метастабильность аустенита и свойства износостойких чугунов

Исследовано влияние химического состава и параметров закалки при 950 и 1100 °С с различными выдержками от 5 до 100 мин, а также отпуска при 600 °С с выдержками от 1 до 6 часов после закалки с разных температур от 920 до 1120 °С на структуру, изменение фазового состава и свойства износостойких чугунов на Fe-Cr-Mn-C основе с метастабильной аустенитной составляющей структуры. Показано существенное повышение износостойкости чугунов при формировании оптимальной микроструктуры с реализацией деформационных и термодформационных фазовых превращений в процессе изнашивания после рациональных режимов термической обработки.

Ключевые слова: чугун, метастабильный аустенит, мартенсит деформации, твердость, износостойкость.

Введение. Проблема повышения износостойкости литых изделий из износостойких белых чугунов при их рациональном экономном легировании остается весьма актуальной. Данные чугуны применяются для изготовления деталей машин и металлургического оборудования – футеровочных плит агломерационных машин, футеровок тракта подачи шихтовых материалов, эксплуатирующихся в условиях интенсивного абразивного и ударно-абразивного изнашивания, зачастую в сочетании с сильным разогревом поверхности изделий.

Важно также, что для указанных условий эксплуатации детали обычно изготавливаются из сплавов, содержащих в своем составе остродефицитные и дорогие для Украины легирующие компоненты (Ni, Mo, W, V) [1–7], а разработка и применение новых экономнолегированных чугунов позволит решить проблему экономии дорогостоящих материалов без снижения необходимых свойств. Эту задачу можно решить благодаря использованию чугунов с метастабильной структурой, способных к самоупрочнению в процессе изнашивания за счет реализации деформационных и термодформационных фазовых превращений (мартенситного, выделения и трансформации твердых упрочняющих фаз) [8].

При этом вопросы оптимизации исходной микроструктуры и ее твердости (после обработок до эксплуатации), а также интерпретации фазово-структур-

ной эволюции в процессе изнашивания до сих пор остаются дискуссионными. Поэтому задачи разработки экономнолегированных износостойких сплавов и оптимизации режимов их термической обработки, с точки зрения управления фазовыми и структурными превращениями для повышения износостойкости, требуют дальнейших исследований.

Целью настоящей работы¹ является оптимизация режимов термической обработки литых экономнолегированных износостойких Fe-Cr-Mn-C чугунов разных составов с учетом реализации эффекта самоупрочнения в процессе изнашивания для повышения их износостойкости.

Материал и методики исследований. Объектами исследования являлись экономнолегированные износостойкие чугуны ЧХ13Г6Т, ЧХ15Г4ТЮ, ЧХ16Г3ТЮР, с различным содержанием углерода, хрома, марганца, что обеспечивает получение разного количества и метастабильности аустенита. Дополнительно чугуны модифицированы титаном, алюминием и бором в разных сочетаниях для измельчения структуры за счет образования дисперсных частиц, что также способствует дополнительному повышению износостойкости. Химический состав чугунов приведен в таблице.

В работе использовали методы микроструктурных исследований с применением оптических микроскопов «Neophot-21» и ММР-6, фазового рентгеноструктурного анализа на дифрактометре ДРОН-3 в железном

Химический состав исследованных износостойких чугунов

Марка чугуна	Содержание элементов, %мас.							
	C	Cr	Mn	Si	Ti	Al	B	Ca
ЧХ13Г6Т	2,86	12,7	6,02	0,66	0,13	–	–	–
ЧХ15Г4ТЮ	2,54	14,14	4,2	1,4	0,28	0,11	–	–
ЧХ16Г3ТЮР	3,09	16,25	3,54	0,69	0,24	0,15	0,2	0,005

Примечание: содержание серы ≤ 0,016 %; фосфора ≤ 0,18 %

¹ В исследованиях принимала участие В. Н. Квасова

К α -излучении. Измерение микротвердости проводили на приборе ПМТ-3 (ГОСТ 9450-76), твердости – на приборе Роквелла (ГОСТ9013-59), испытания на ударную вязкость производились в соответствии с требованиями ГОСТ 9454-78 на маятниковом копре МК-30 на образцах без надреза сечением 10×10 мм. Испытания на ударно-абразивное изнашивание проводили на специально сконструированной установке [8] на образцах размером 10x10x27 мм, вращавшихся в среде чугуновой литой дроби фракции 1,5–3 мм со скоростью 2850 мин⁻¹. В качестве эталона применяли образец, выполненный из отожженной стали 45 твердостью НВ 190 в соответствии с ГОСТ 27674-88. Через каждые 20 минут изнашивания производили взвешивание образцов на аналитических весах с погрешностью $\pm 0,0001$ г. Общее время испытания составляло 100 мин.

Результаты исследований и их обсуждение. В исследованных износостойких чугунах содержится различное количество углерода: от 2,5 до 3,1 %, содержание хрома находится в пределах: 12,7–16,25 %, марганца: 3,54–6,02 %. Различное сочетание углерода и хрома в значительной степени влияет на структурообразование, в частности, на тип образовавшихся первичных карбидов с различной кристаллической решеткой – ортогональной (Fe, Cr)₃C, тригональной (Cr, Fe)₇C₃ и выделения вторичных карбидов хрома с кубической решеткой (Cr, Fe)₂₃C₆, которые могут быть дополнительно легированы марганцем. Количество карбидов в структуре исследованных материалов зависит главным образом от содержания углерода, они находятся в структуре эвтектик, а также в виде отдельных выделений расположенных по границам зерен, что сильно охрупчивает чугун.

Структура чугуна ЧХ13Г6Т состоит из преимущественно аустенитной металлической основы и продуктов его распада – бесструктурного мартенсита и феррито-карбидной смеси (ФКС), первичных карбидов хрома (Cr, Fe)₇C₃, (Cr, Fe)₂₃C₆, обрамляющих дендриты первичного аустенита. Внутри зерен расположены дисперсные частицы карбонитридов титана.

В составе чугуна ЧХ15Г4ТЮ содержится несколько большее количество хрома, титана, меньшее – углерода и марганца, чем в ЧХ13Г6Т, но повышенное количество кремния. Он дополнительно легирован алюминием, что способствует упрочнению нитридами. В его структуре присутствуют карбиды (Cr, Fe)₇C₃ и большое количество вторичных карбидов (Cr, Fe)₂₃C₆, образовавшихся уже в процессе охлаждения чугуна. Структура матрицы также состоит из первичного аустенита и продуктов его распада – бесструктурного мартенсита и ФКС, внутри зерен выделены дисперсные частицы карбонитридов титана.

В составе чугуна ЧХ16ГЗТЮР содержится еще большее количество хрома и углерода, и меньшее количество марганца, что приводит к получению в структуре первичных карбидов (Cr, Fe)₇C₃ и эвтектической смеси колоний карбидов (Cr, Fe)₇C₃, (Fe, Cr)₃C и эвтектического аустенита повышенной степени стабильности, а также небольшие выделения вторичных карбидов (Cr, Fe)₂₃C₆. Его структура преимущественно состоит из продуктов распада первичного аусте-

нита (бесструктурного мартенсита). В виде дисперсных частиц по зерну выделены включения карбонитридов титана, бориды и нитриды алюминия.

Твердость всех исследованных марок чугунов изменяется под влиянием содержания углерода и хрома в составе, а также с количеством карбидной фазы: чем больше содержится углерода, тем выше твердость этого сплава (рис. 1). Таким образом, чугун ЧХ16ГЗТЮР имеет достаточно высокую твердость (61 HRC), а чугун ЧХ15Г4ТЮ – более низкую (52 HRC). По износостойкости наблюдается обратная зависимость (см. рис. 1), что объясняется присутствием в структуре метастабильного аустенита, претерпевающего деформационные и термо-деформационные фазовые превращения (ДФП и ТДФП) в поверхностных слоях испытываемых образцов в процессе изнашивания под ударно-абразивным воздействием и локального разогрева изнашивающей средой. К ним относятся деформационное мартенситное $\gamma \rightarrow \alpha'$ превращение при изнашивании (ДМПИ), динамическое деформационное и термо-деформационное старение (ДДС и ДТДС), связанные с выделением дисперсных частиц упрочняющих твердых фаз. Эти превращения вызывают эффект деформационного самоупрочнения – постепенное повышение твердости и износостойкости изнашиваемой поверхности в ходе испытаний или эксплуатации. При этом значительная часть механической энергии абразивных частиц расходуется на реализацию указанных выше фазовых превращений и связанных с ними положительных структурных изменений. Следовательно, благодаря перераспределению затрат механической энергии [8] меньшая ее доля остается на разрушение такого метастабильного материала, что может служить эффективным фактором повышения износостойкости и общей долговечности деталей.

Таким образом, в литом состоянии (без термической обработки) наибольшей ударно-абразивной износостойкостью характеризуется чугун ЧХ15Г4ТЮ, что объясняется, с одной стороны, более высоким карбонитридным упрочнением, ввиду большего содержания титана и дополнительного легирования алюминием, с другой, – более эффективной реализацией механизма деформационного самоупрочнения в процессе испытаний на изнашивание. Несколько меньшую (но все же достаточно высокую) износостойкость имеет чугун ЧХ16ГЗТЮР с карбонитридным и карборидным упрочнением в сочетании с эффектом самоупрочнения, благодаря развитию механизмов деформационных фазовых превращений при испытаниях (ДФПИ).

В качестве упрочняющей термической обработки для многих износостойких чугунов обычно применяется нормализация (по сути, закалка с охлаждением на воздухе) и отпуск [1–6]. Однако мнения ученых относительно оптимальности температуры нагрева под закалку противоречивы: по мнению авторов [1, 9], это невысокие температуры (850–900 °С), обеспечивающие формирование преимущественно мартенситно-карбидной структуры наибольшей твердости (HRC 60–65). По данным других исследователей [2, 4], – это, напротив, повышенные температуры

(1100–1150 °С), обуславливающие получение преимущественно аустенитно-карбидных структур с небольшим количеством мартенсита, характеризующихся меньшей твердостью (~HRC 45–50).

В работе исследовано влияние температуры нагрева под закалку (950 и 1100 °С), с варьированием времени выдержки при каждой температуре на формирование микроструктуры, фазовые превращения и свойства чугунов. После закалки проводился отпуск при 250 °С, позволяющий снизить уровень напряжений. Исследовано также влияние режимов отпуска при 600 °С с разными выдержками от 1 до 6 часов, приближенных к условиям эксплуатации футеровочных плит разгрузочного желоба агломерационных машин, с целью анализа процессов, протекающих в рассматриваемых сплавах.

После закалки при $T_3 = 950$ °С образцов чугуна ЧХ13Г6Т с выдержками в интервале 5–50 минут (рис. 2, а) наблюдается увеличение количества мартенсита и ФКС по сравнению с литым состоянием, в результате обеднения первичного аустенита углеродом и хромом с выделением дисперсных вторичных карбидов $(Cr, Fe)_{23}C_6$. После выдержки 100 минут (рис. 2, б) структура чугуна состоит из участков мартенсита, равномерно распределенного в аустенитной матрице с выделенными дисперсными карбидами $(Cr, Fe)_{23}C_6$.

С увеличением температуры нагрева под закалку до 1100 °С в структуре чугунов увеличивается содержание аустенита (рис. 2) вследствие растворения вторичных карбидов и понижения точки M_n , однако труднорастворимые карбонитриды титана $Ti(C, N)_4$ сохраняются. С увеличением времени выдержки в диапазоне 12,5–50 минут происходит частичное растворение первичных карбидов $(Cr, Fe)_7C_3$ в аустените, а из первичного аустенита более интенсивно выде-

ляются вторичные карбиды $(Cr, Fe)_{23}C_6$, вызывающие обеднение аустенита углеродом и хромом и образование мартенсита закалки или ФКС (см. рис. 2, в). Структура чугуна ЧХ15Г4ТЮ в меньшей степени склонна к распаду при этой температуре вследствие меньшего содержания углерода и дополнительного легирования алюминием (см. таблицу).

Максимальное образование мартенсита закалки в ЧХ13Г6Т происходит после выдержки 25 мин при 1100 °С (рис. 2, в), внутри зерен первичного аустенита наблюдаются крупные выделения вторичных карбидов $(Cr, Fe)_{23}C_6$. Также в чугуне ЧХ15Г4ТЮ после выдержек 5, 12,5 и 25 мин в структуре присутствуют достаточно крупные вторичные карбиды $(Cr, Fe)_{23}C_6$, вследствие того, что они не успели раствориться в указанные временные интервалы. После выдержки 50 мин при 1100 °С растворяются литейные вторичные карбиды $(Cr, Fe)_{23}C_6$ и происходит интенсивное выделение дисперсных вторичных карбидов. А при выдержке 100 мин в обоих чугунах развивается процесс коагуляции – растворение мелких вторичных карбидов $(Cr, Fe)_{23}C_6$ в аустените и укрупнение крупных частиц карбидов того же состава (рис. 2, г).

Результаты рентгеноструктурного анализа чугуна ЧХ13Г6Т после закалки с $T_3 = 1100$ °С показали, что с увеличением времени выдержки с 5 до 100 мин возрастает количество аустенита с 53 до 100 %.

Микроструктура чугуна ЧХ16Г3ЮТР после закалки представляет собой смесь мартенсита, карбидов и остаточного аустенита, количество которых зависит от температуры нагрева. При относительно невысоких температурах нагрева – 920–970 °С происходит почти полное растворение карбидов цементитного типа $(Fe, Cr)_3C$, частичное растворение первичных карбидов $(Cr, Fe)_7C_3$ и выделение из зерен первичного аустенита карбидов хрома $(Cr, Fe)_{23}C_6$. В результате

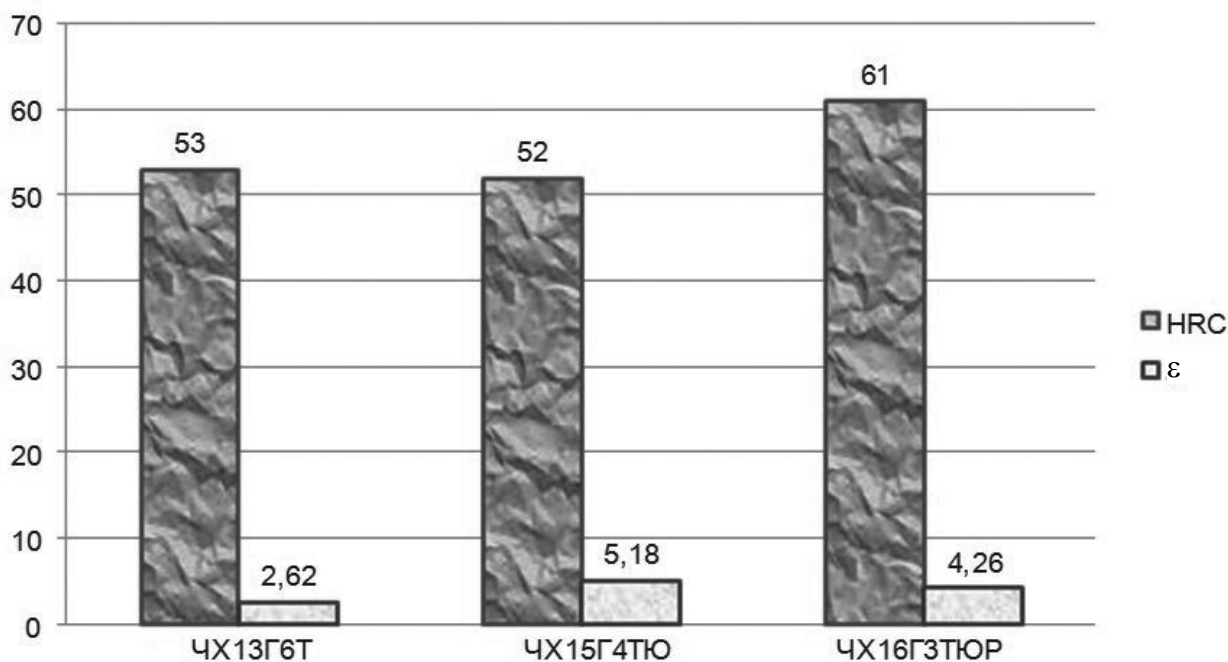


Рис. 1. Твердость и износостойкость исследованных чугунов в литом состоянии

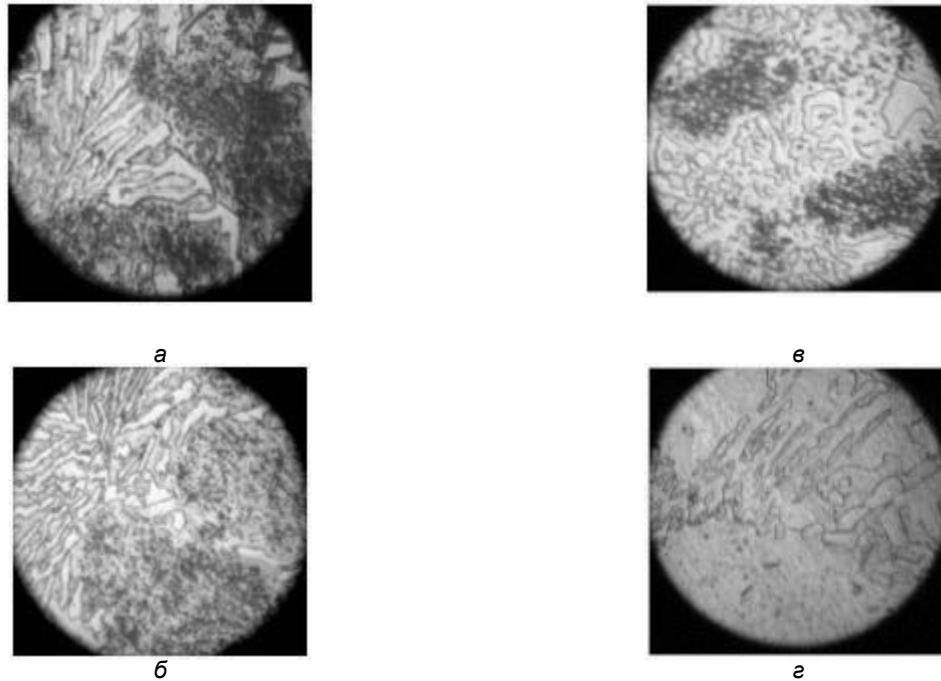


Рис. 2. Микроструктура чугуна ЧХ13Г6Т после закалки при $T_3 = 950\text{ }^{\circ}\text{C}$ (а, б) и $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ (в, г) с разными выдержками ($\times 170$): а, в – 25 мин; б, г – 100 мин

его обеднение углеродом и хромом сопровождается повышением точки M_n и наиболее полным превращением аустенита в бесструктурный мартенсит при охлаждении до комнатной температуры. Содержание остаточного аустенита при этом составляет 26–41 %. В результате этого с увеличением температуры нагрева под закалку до $920\text{ }^{\circ}\text{C}$ возрастает твердость образцов до *HRC* 62. При дальнейшем повышении температуры нагрева до $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ происходит снижение твердости с *HRC* 62 до *HRC* 53, причиной которого является увеличение содержания аустенита вследствие растворения вторичных карбидов хрома Cr_{23}C_6 .

Параметрами закалки регулировались фазово-структурный состав и степень метастабильности аустенита, характеризующаяся кинетикой и полнотой развития фазово-структурных превращений (ДМПИ, ДДС и ТДДС) в процессе изнашивания, как результат – количеством мартенсита деформации, образующегося в поверхностных слоях в зоне изнашивания, и выделением дисперсных частиц карбидов хрома.

С целью выяснения процессов, протекающих в структуре чугунов в условиях, максимально приближенных к условиям эксплуатации футеровочных плит разгрузочной части агломашин (постепенный локальный разогрев до температур $450\text{--}600\text{ }^{\circ}\text{C}$ при интенсивном ударно-абразивном изнашивании), после закалки с разных температур проводился отпуск образцов из чугуна ЧХ16ГЗТЮР при $600\text{ }^{\circ}\text{C}$, в течение 1,5; 3 и 6 часов.

С увеличением температуры закалки и продолжительности отпуска при $600\text{ }^{\circ}\text{C}$, наблюдается изменение морфологии первичных карбидов $(\text{Cr, Fe})_7\text{C}_3$: они приобретают преимущественно сферическую форму, увеличивается количество вторичных дисперсных карбидов $(\text{Cr, Fe})_{23}\text{C}_6$, равномерно распределенных в матрице, состоящей из бесструктурного мартенсита, ФКС и аустенита. В процессе длительной выдержки

при отпуске наблюдается увеличение размеров вторичных карбидов $(\text{Cr, Fe})_{23}\text{C}_6$.

Изменение микроструктуры исследованных чугунов в выбранных условиях закалки и отпуска отражается на механических и эксплуатационных свойствах.

Влияние режимов закалки на изменение твердости чугунов приведено на рис. 3. Твердость чугунов ЧХ13Г6Т, ЧХ15Г4ТЮ в зависимости от времени выдержки при температуре закалки изменяется по полиномиальным кривым с максимумом при температуре закалки $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ с выдержкой 80 мин.

Это можно объяснить выделением вторичных дисперсных карбидов $(\text{Cr, Fe})_{23}\text{C}_6$, а также некоторым уменьшением количества остаточного аустенита. После закалки при температуре $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение всех интервалов выдержек наблюдается снижение твердости чугунов ЧХ13Г6Т и ЧХ15Г4ТЮ. При этом для чугуна ЧХ13Г6Т значения твердости на 3–4 *HRC* меньше во всем интервале выдержек по сравнению с чугуном ЧХ15Г4ТЮ. Это связано с тем, что в структуре чугуна ЧХ15Г4ТЮ содержится большее количество первичных и вторичных карбидов хрома, в связи с большим (на ~2 %) содержанием хрома. Причина снижения твердости при температуре закалки $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ обусловлена увеличением количества аустенита и ростом размеров вторичных карбидов $(\text{Cr, Fe})_{23}\text{C}_6$ с повышением времени выдержки.

Относительная ударно-абразивная износостойкость (ϵ) чугунов ЧХ13Г6Т, ЧХ15Г4ТЮ в зависимости от времени выдержки при температуре нагрева под закалку изменяется по зависимостям, приведенным на рис. 4. Наибольшую износостойкость имеет чугун ЧХ15Г4ТЮ после закалки при температуре $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$. С увеличением продолжительности выдержки с 12,5 до 25 мин чугуна ЧХ15Г4ТЮ и с 12,5 до 50 мин чугуна ЧХ13Г6Т износостойкость падает вследствие коалесценции дисперсных частиц

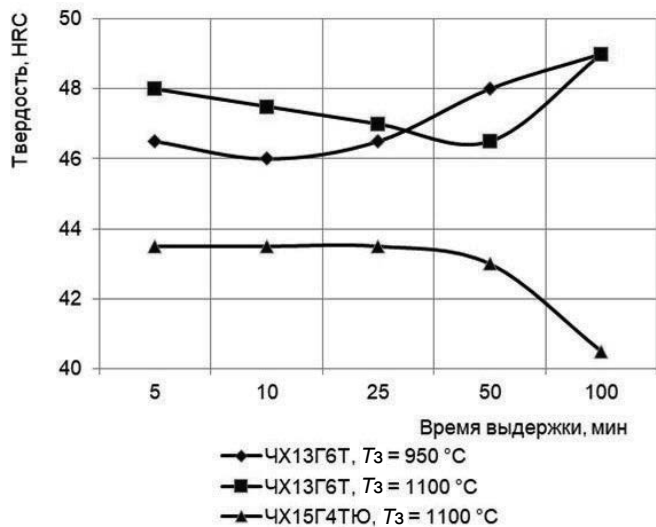


Рис. 3. Влияние времени выдержки при закалке с разных температур (отпуск 250 °C) на твердость чугунов

карбидов $(Cr, Fe)_{23}C_6$. Наибольшая износостойкость чугуна ЧХ15Г4ТЮ достигается при выдержке 50 мин, так как в структуре присутствует повышенное количество метастабильного аустенита, диспергированного частицами карбидов $(Cr, Fe)_{23}C_6$, а также наиболее полно протекает $\gamma \rightarrow \alpha'$ ДМПИ. С увеличением продолжительности аустенитизации до 100 мин при последующем отпуске 600 °C процесс коалесценции приводит к укрупнению этих карбидов, при этом снижается степень метастабильности аустенита и активизируется $\gamma \rightarrow \alpha'$ ДМПИ. Образцы из чугуна ЧХ13Г6Т, закаленные от 950 и 1100 °C, имеют меньшую износостойкость, чем из чугуна ЧХ15Г4ТЮ вследствие различий химического состава (см. таблицу), доля дисперсных вторичных карбидов $(Cr, Fe)_{23}C_6$ у них меньше.

Данные рентгеноструктурного анализа образцов чугуна ЧХ13Г6Т, закаленных при 1100 °C до и после испытаний на изнашивание, показывают образование мартенсита деформации (рис. 5) вследствие протекания $\gamma \rightarrow \alpha'$ ДМПИ. Этот фактор, а также соответствующий прирост твердости в результате протекания $\gamma \rightarrow \alpha'$ ДМПИ в поверхностных слоях, в значительной степени обуславливают повышение относительной ударно-абразивной износостойкости. Износостойкость и увеличение твердости поверхности максимальны при наибольшем количестве мартенсита деформации (~48 %), образующегося в поверхностном слое, что соответствует выдержке 25 мин при аустенитизации.

Влияние температуры закалки (в интервале 920–1120 °C) и времени выдержки (1,5–6 ч) при последующем отпуске 600 °C на твердость чугуна ЧХ16ГЗТЮР приведено на рис. 6. При нагреве 600 °C с выдержками 1,5 и 3 часа с увеличением температуры закалки с 920 до 1070 °C наблюдается небольшое снижение твердости с HRC 47–48 до HRC 46, что можно объяснить конкурирующим действием альтернативных по результату процессов. С одной стороны, в условиях отпуска при 600 °C происходит распад мартенсита закалки на ФКС, что сопровожда-

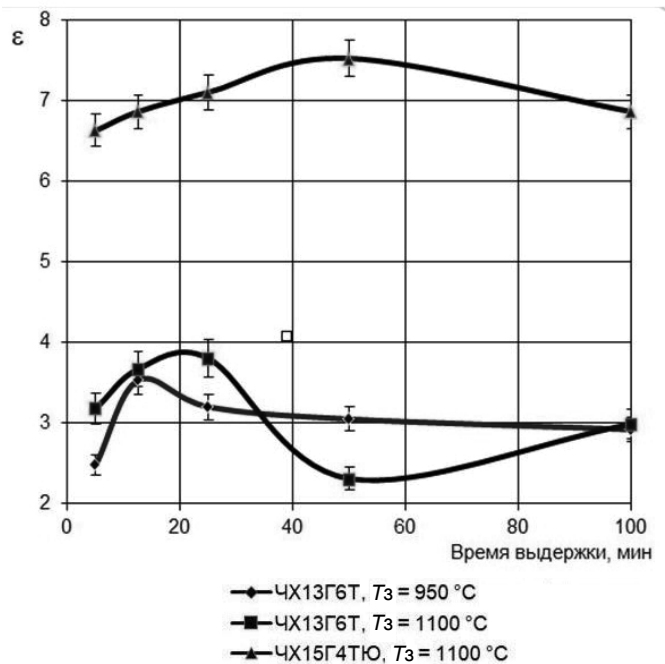


Рис. 4. Зависимость относительной износостойкости от времени выдержки при температурах закалки (Tз) исследованных чугунов

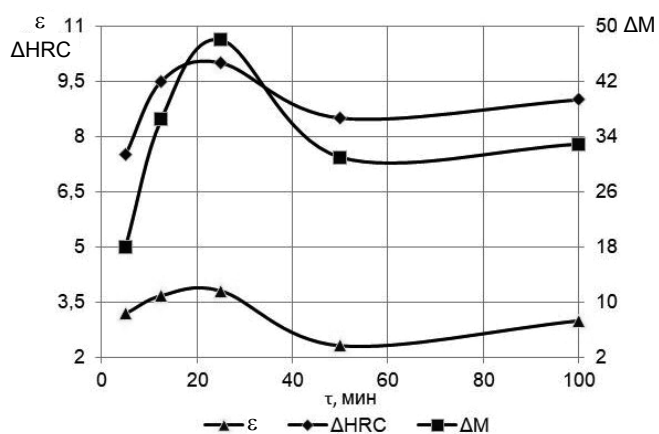


Рис. 5. Зависимость относительной износостойкости (ϵ), количества образовавшегося мартенсита деформации (ΔM) и приращения твердости (ΔHRC) в процессе изнашивания от времени выдержки (τ) при температурах закалки 1100 °C чугуна ЧХ13Г6Т

ется снижением твердости. С другой – выделение частиц карбидов из остаточного аустенита, повышение точки M_s и превращение в мартенсит закалки при охлаждении с 600 °C до комнатной температуры. Это сопровождается повышением твердости. В случае отпуска при 600 °C с выдержками 1,5 и 3 часа с увеличением температуры закалки с 920 до 1070 °C преобладающим является первый из рассмотренных процессов. При увеличении температуры закалки до 1120 °C (когда сохраняется значительное количество аустенита) преобладает второй процесс, что характеризуется повышением твердости до HRC 49 (см. рис. 6).

С увеличением температуры закалки в диапазоне 970–1120 °C, в результате отпуска при 600 °C, с выдержкой 6 часов обнаруживается непрерывное повышение твердости с HRC 45 до HRC 49. Это

объясняется превалирующим механизмом вторичного твердения за счет выделения вторичных карбидов хрома из остаточного аустенита, с последующим превращением в мартенсит закалки при охлаждении с температуры отпуска.

Зависимость относительной ударно-абразивной износостойкости чугуна ЧХ16ГЗТЮР от различных температур закалки после отпуска при 600 °С с разными выдержками в течение 1,5; 3 и 6 часов приведена на рис. 7. Из него следует, что наименьшая износостойкость соответствует температурному интервалу закалки 970–1070 °С. Анализ кривых изменения ударно-абразивной износостойкости чугуна ЧХ16ГЗТЮР под влиянием температуры закалки и продолжительности высокого отпуска обнаруживает два пути ее повышения – при относительно невысоких температурах аустенитизации порядка 920 °С и напротив, повышенных температур – 1070–1120 °С. Причем обнаруживается некоторая корреляция повышенной износостойкости с твердостью чугуна после указанных режимов термической обработки.

Высокая износостойкость образцов, закаленных от 920 °С после отпуска при 600 °С, связана с гетерогенностью структуры, которая при такой температуре закалки не успевает устраняться, неравномерность превращения аустенита при выдержке 600 °С приводит к выделению дисперсных вторичных карбидов $(Cr, Fe)_{23}C_6$ и образованию мартенсита в процессе изнашивания. Снижение износостойкости с увеличением температуры закалки в интервале 970–1070 °С связано с частичным устранением гетерогенности структуры, как следствие, выделяются дисперсные вторичные карбиды $(Cr, Fe)_{23}C_6$, что, в свою очередь, при выдержке 600 °С способствует снижению устойчивости аустенита к распаду на ФКС и мартенсит. Дальнейшее повышение износостойкости образцов после высокотемпературной закалки с 1120 °С связано с перенасыщением аустенита легирующими элементами, повышением его степени стабильности. Однако в процессе отпуска при 600 °С он склонен к дестабилизации за счет выделения дисперсных вторичных карбидов $(Cr, Fe)_{23}C_6$ и активизации ДФП в процессе изнашивания.

Следует заметить, что после закалки с температуры 920 °С и низкого отпуска 250 °С чугун имеет максимальную относительную износостойкость $\varepsilon = 7,55$ при достаточно высокой твердости $HRC 62,5$. Однако в условиях интенсивного ударно-абразивного воздействия и локального разогрева в условиях эксплуатации (например, футеровочных плит агломашин) наиболее вероятны процессы отпуска мартенсита закалки и мартенсита деформации, что сопровождается разупрочнением поверхностных слоев деталей и становится причиной постепенного снижения износостойкости и долговечности. Поэтому режимы закалки и отпуска реальных деталей из исследованных марок износостойких чугунов необходимо подбирать дифференцированно, с учетом температурно-напряженных условий эксплуатации. Для условий с умеренным разогревом поверхностных локальных зон для повышения износостойкости необходима мартенситно-аустенитно-карбидная структура с низкой стабильностью аустенитной составляющей, что

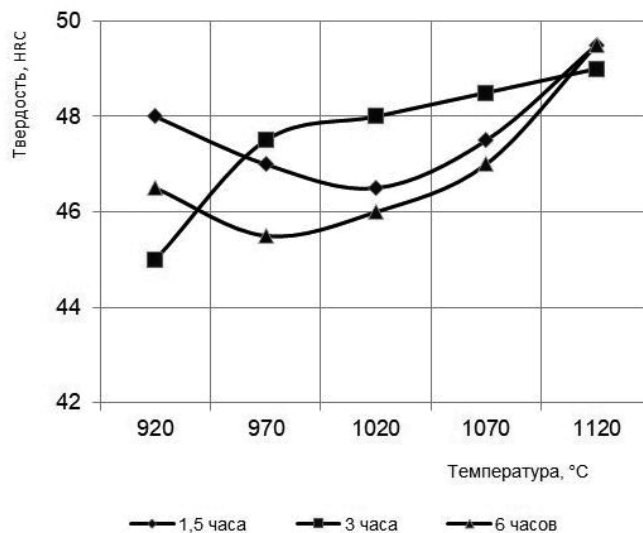


Рис. 6. Зависимость твердости чугуна ЧХ16ГЗТЮР от температуры закалки (выдержка 40 мин) после различных выдержек при последующем отпуске при 600 °С

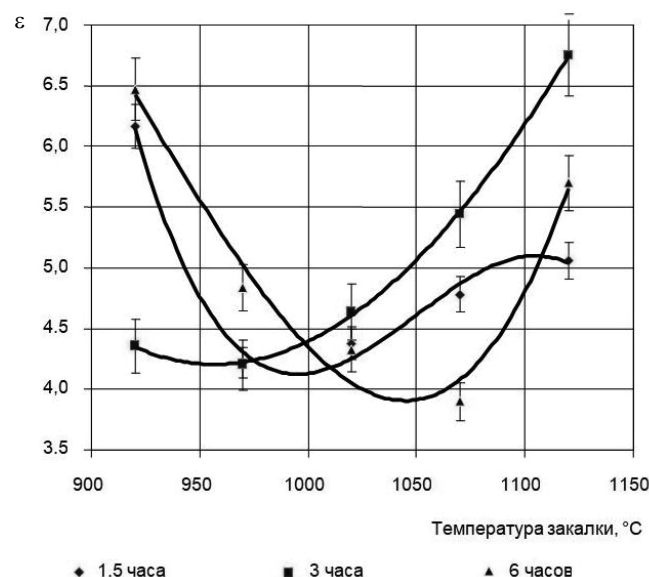


Рис. 7. Изменение относительной износостойкости чугуна ЧХ16ГЗТЮР от температуры закалки и продолжительности отпуска при 600 °С

достигается применением закалки с 900–920 °С и низкого отпуска (250–270 °С). Для условий интенсивного ударно-абразивного изнашивания с локальным разогревом поверхностных зон – преимущественно аустенитно-карбидная структура повышенной стабильности, что достигается закалкой с повышенных температур 1100–1120 °С (отпуск 250, либо 600 °С) имея в виду, что локальный разогрев в процессе эксплуатации будет вызывать процессы дисперсионного твердения и дестабилизации аустенита, что активизирует реализацию ДФПИ.

Таким образом, показано, что исследованные чугуны с метастабильной структурой под ударным воздействием абразивной среды и локального разогрева в процессе эксплуатации способны в поверхностном слое деталей претерпевать описанные выше ДФПИ (ДМПИ, ДДС и ДТДС), которые обеспечивают эффект самоупрочнения – постепенное повышение твердости и износостойкости в ходе эксплуатации.

Выводы

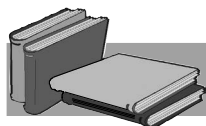
Параметрами закалки и высокотемпературного отпуска (температура и время выдержки) можно в широких пределах регулировать фазово-структурное состояние (мартенсит закалки, аустенит, карбиды, карбонитриды, карбобориды) и степень метастабильности аустенита для управления механическими и эксплуатационными свойствами износостойких экономнолегированных чугунов.

Повышение ударно-абразивной износостойкости экономнолегированных (безникелевых) чугунов достигается оптимизацией фазово-структурного состояния аустенитно-мартенситной структуры металлической основы, метастабильности γ -фазы в сочетании с карбонитридным и карбоборидным упрочнением, обеспечивающими эффект деформационного и термо-деформационного самоупрочнения в процессе изнашивания.

Возможность повышения ударно-абразивной износостойкости экономнолегированных чугунов в

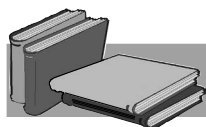
результате термической обработки (закалки и отпуска) разновариантно формированием разных количественных вариаций твердых структурных фаз и метастабильного аустенита, а затем и образующегося из него мартенсита деформации при изнашивании, что достигается при разных параметрах закалки и отпуска.

Для условий эксплуатации чугуна ЧХ16ГЗТЮР, характеризующихся ударно-абразивным изнашиванием без разогрева поверхности деталей (либо с умеренным разогревом до 200 °С) в качестве оптимальной, можно рекомендовать закалку с температур 920 °С (отпуск 250 °С), а с разогревом поверхности деталей предпочтительной является закалка с повышенных температур 1120 °С (отпуск 250 °С) с учетом самоповышения износостойкости в процессе работы за счет дестабилизации аустенитной составляющей структуры.



ЛИТЕРАТУРА

1. Гарбер М. Е. Отливки из белых износостойких чугунов. – М.: Машиностроение, 1972. – 112 с.
2. Использование модифицированного хромистого чугуна для повышения долговечности деталей узлов уплотнения гидромашин / Б. А. Кириевский, В. И. Тихонович, С. С. Затуловский и др. // Литые износостойкие материалы. – Киев: Наукова думка, 1969. – С. 87–101.
3. Цыпин И. И. Белые износостойкие чугуны. – М.: Metallurgia, 1983. – 176 с.
4. Бобро Ю. Г. Легированные чугуны. – М.: Metallurgia, 1976. – 288 с.
5. Восстановление и повышение износостойкости и срока службы деталей машин: Учебное пособие / А. Г. Александров, С. П. Бережный, И. М. Билоник, Н. Н. Брыков и др.; Под ред В. С. Попова. – Запорожье: ОАО «Мотор Сич», 2000. – 394 с.
6. Карпенко М. И., Марукович Е. И. Износостойкие отливки / Под ред. Г. А. Анисовича. – Мн.: Наука и техника, 1984. – 216 с.
7. Герек А., Байка Л. Легированный чугун – конструкционный материал / Перевод с польского. – М.: «Metallurgia», 1978. – 208 с.
8. Чейлях А. П. Экономнолегированные метастабильные сплавы и упрочняющие технологии. – Мариуполь: ПГТУ, 2009. – 483 с.
9. Комаров О. С., Садовский В. М., Урбанович М. И. Связь микроструктуры со свойствами высокохромистых чугунов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2003. – № 7. – С. 20–23.
10. Попов В. С., Брыков Н. Н. Металловедческие основы износостойкости сталей и сплавов. – Запорожье: ВПК «Запоріжжя», 1996. – 180 с.



REFERENCES

1. Garber M. E. (1972). Otlivki iz belykh iznosostoikih chugunov [Castings from white wear-resistant cast irons]. Moscow: Mashinostroenie, 112 p. [in Russian].
2. Kirievskiy B. A., Tikhonovich V. I., Zatulovskiy S. S. et al. (1969). Ispol'zovanie modifitsirovannogo khromistogo chuguna dlia povyshenia dolgovechnosti detalei uzlov uplotnenia gidromashyn [Use of modified chromium cast iron to improve the durability of parts of hydraulic machine compaction units]. Litye iznosostoikie materialy, Kiev: Naukova dumka, pp. 87–101 [in Russian].
3. Tsy-pin I. I. (1983). Belye iznosostoikie chuguny [White wear resistant cast irons]. Moscow: Metallurgii, 176 p. [in Russian].
4. Bobro Yu. G. (1976). Legirovannye chuguny [Alloyed cast irons]. Moscow: Metallurgii, 288 p. [in Russian].
5. Aleksandrov A. G., Bereznyi S. P., Bilonik I. M., Brykov N. N. et al. (2000). Vosstanovlenie i povyshenie iznosostoikosti i sroka sluzhby detalei mashyn [Restoration and increase of wear resistance and durability of machine parts Textbook] Ed. by V. S. Popov, Zaporozh'e: OAO Motor Sich, 394 p. [in Russian].
6. Karpenko M. I., Marukovich E. I. (1984). Iznosostoikie otlivki [Wear resistant casting]. Ed. by G. A. Anisovich, Minsk: Nauka i tekhnika, 216 p. [in Russian].

7. Gerek A., Baika L. (1978). Legirovanniy chugun – konstruktsionnyi material [*Alloyed cast iron – structural material*]. Transl. from polish, Moscow: Metallurgia, 208 p. [in Russian].
8. Cheiliakh A. P. (2009). Ekonomnolegirovannye metastabilnye splavy i uprochniaiushchie tekhnologii [*Cost saving alloyed metastable alloys and strengthening technologies*]. Mariupol': PGTU, 483 p. [in Russian].
9. Komarov O. S., Sadovskii V. M., Urbanovich M. I. (2003). Sviazi mikrostruktury so svoistvami vysokokhromistykh chugunov [*Relationship of microstructure with properties of high-chromium cast iron*]. Metallovedenie i termicheskai obrabotka metallov, no. 7, pp, 20–23 [in Russian].
10. Popov V. S., Brykov N. N. (1996). Metallovedcheskie osnovy iznosostoičnosti stali i splavov [*Metallurgical foundations of wear resistance of steels and alloys*]. Zaporozh'e: VPK Zaporizhzhia, 180 p. [in Russian].

Анотація

Чейлях Я. О., Чейлях О. П.

Вплив складу та режимів термічної обробки на структуру, метастабільність аустеніту і властивості зносостійких чавунів

Досліджено вплив хімічного складу і параметрів загартування при 950 і 1100 °С з різними витримками від 5 до 100 хв, а також відпуску при 600 °С з витримками від 1 до 6 годин після гартування з різних температур від 920 до 1120 °С на структуру, зміну фазового складу і властивості зносостійких чавунів на Fe-Cr-Mn-C основі з метастабільною аустенітною складовою структури. Показано істотне підвищення зносостійкості чавунів при формуванні оптимальної мікроструктури з реалізацією деформаційних і термодформаційних фазових перетворень в процесі зношування після раціональних режимів термічної обробки.

Ключові слова

Чавун, метастабільний аустеніт, мартенсит деформації, твердість, зносостійкість.

Summary

Cheiliakh Ya., Cheiliakh A.

Effect of the composition and heat treatment regimes on the structure, the austenite metastability and the properties of wear resistant cast irons

It has been investigated the effect of the chemical composition and quenching parameters at 950 and 1100 °C with various holding from 5 to 100 minutes, as well as tempering at 600 °C with holding of 1 to 6 hours after quenching at different temperatures from 920 to 1120 °C on structure, a change in the phase composition and properties of wear-resistant cast iron on Fe-Cr-Mn-C basis with a metastable austenite component of the structure. A significant increase in the wear resistance of cast irons during the formation of an optimal microstructure with the realization of deformation and thermodeformation induced phase transformations in the process of wear after rational heat treatment regimes is shown.

Keywords

Cast iron, metastable austenite, deformation martensite, hardness, wear resistance.

Поступила 04.12.17