

М.И. КАРПЕНКО, канд. техн. наук (ГГТУ* им. П.О. Сухого),
Е.И.МАРУКОВИЧ, д-р техн. наук (ИТМ НАН Беларуси)

КОМПЛЕКСНО-ЛЕГИРОВАННЫЕ ЛИТЕЙНЫЕ СПЛАВЫ ДЛЯ ИЗНОСОСТОЙКИХ ДЕТАЛЕЙ

В настоящее время основными литейными высокоизносостойкими материалами для быстроизнашиваемых деталей дробилок, мельниц, смесителей, гидроклонов, дымососов, насосов, экскаваторов, дорожно-строительных и других машин и механизмов являются сложнелегированные многокомпонентные сплавы на основе железа с большим разнообразием структурных составляющих и широким диапазоном технологических, механических и эксплуатационных свойств. Успехи в разработке основных принципов комплексного легирования и композиционного упрочнения Fe – C-сплавов значительно облегчили решение проблемы повышения надежности и долговечности быстроизнашиваемых деталей и оптимизации химических составов сложнелегированных сплавов для работы в условиях интенсивного изнашивания (абразивного, ударно-абразивного, абразивно-коррозионного, кавитационно-эрозионного, газо- и гидроабразивного).

Использование белых износостойких чугунов вместо высокомарганцевых и углеродистых литейных сталей позволило во многих случаях увеличить надежность и срок службы деталей, работающих в условиях абразивного и ударно-абразивного изнашивания в нейтральных средах. Абразивная стойкость комплексно-легированных чугунов ИЧХ12Ф3М, ИЧХ15Г3М, ИЧХ16МФТ и ИЧХ16Г2МТ выше, чем высокохромистых чугунов ИЧХ28Н2, ИЧХ30Г3, ИЧХ33Н3 и ИЧХ34, у которых недостаточно прочная ферритная металлическая основа с крупными карбидами типа $(Fe, Cr)_7C_3$ и $(Fe, Cr)_{23}C_6$ и микротвердость в среднем от 9700 до 13 800 МПа.

Абразивная стойкость сплавов с металлической основой из феррита, перлита и ферритокарбидных смесей обычно ниже, чем таких же сплавов с аустенитной, бейнитной или мартенситной структурой основы. Известно также, что сопротивление абразивному износу аустенитных сталей и сплавов зависит от того, как происходит воздействие абразивных частиц на изнашиваемую поверхность. Метастабильный остаточный аустенит белых чугунов и высокоуглеродистых сталей в результате воздействия абразивных частиц при изнашивании может превращаться в мартенсит деформации, резко повышая твердость, прочность и износостойкость поверхностного слоя.

Легирование чугуна доэвтектического состава с содержанием 2,1...3,1% С, 0,5...1,0% Si и 0,5...3,5% Mn хромом при содержании его 12...18% и други-

* Гомельский государственный технический университет.

ми карбидообразующими элементами (Mo, V, Ti и др.) при содержании от 1 до 5% и использование относительно недорогой термической обработки – нормализации с температур 950...1070 °С – позволяют получать в отливках однородную и прочную матрицу твердостью 60...66 HRC. Коэффициент абразивной износостойкости комплексно-легированных чугунов $K_a = 6,5...9,1$ (эталон – сталь 110Г13Л), в то время как твердость чугунов ИЧХ28Н2 и ИЧХ33Н3 превышает 49...53 HRC, а $K_a = 4,8...5,7$. Микротвердость их карбидов 15 000...29 000 МПа. Характеристики ударно-абразивной стойкости (УАС) и кавитационно-эрозионной стойкости (КЭС) чугунов низкие. Они в значительной степени определяются содержанием углерода и карбидообразующих элементов. Абразивно-коррозионная стойкость (АКС) высокохромистых сплавов в условиях изнашивания в средах с повышенной коррозионной активностью имеет высокие значения, но также зависит от содержания углерода и легирующих компонентов.

На рис. 1 показано влияние содержания углерода в литейном сплаве, содержащем, % (по массе): 11,8...13,0 Cr; 0,7...0,8 Si; 1,5...2,1 Mn; 1,2...1,5 V; 1,7...1,9 Mo; 0,2...0,3 Ni и 0,02...0,03 N на КЭС (кривая 1), АКС (кривая 2) и УАС (кривая 3). Содержание углерода изменялось от 0,02 до 3,8% (по массе).

При испытании сплавов на УАС по стандартной методике (ГОСТ 23.212–82) с использованием энергии удара в пределах от 1,5 до 2 Дж и в качестве абразивного материала электрокорунда марки 15А зернистостью 16П по ГОСТ 3647–80 установлено, что минимальный износ имеют сплавы с содержанием 2,3...3,6% С, а максимальный износ – стали с содержанием 0,02...0,85% С. Определение АКС на гидравлических и КЭС на кавитационно-эрозионных стендах с магнитострикционными вибраторами в водоугольных средах с температурой 10...30 °С показало, что увеличение концентрации углерода снижает эти характеристики и только низкоугле-

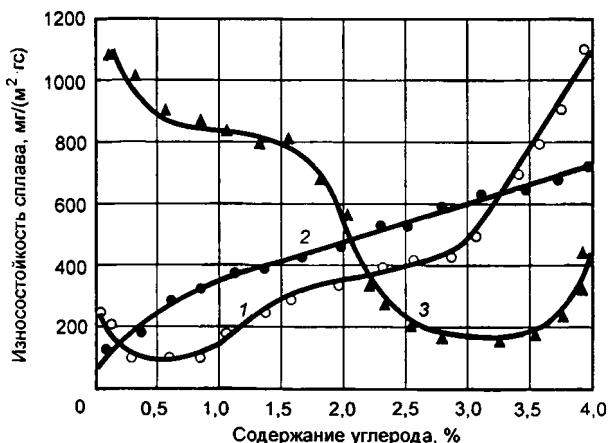


Рис. 1. Влияние содержания углерода на износостойкость литейного Fe–Cr–Si–Mn–Mo–V–Ni–C-сплава

родистые (до 0,1% С) стали обладают малой КЭС. Максимальная КЭС достигается при содержании 0,2...0,8% С.

С учетом принципов композиционного комплексного упрочнения эвтектических композиций апробирован ряд способов упрочнения Fe–Cr–Mn–Si–C-сплавов специальными карбидами типа Mo₂C, VC, TiC, B₂C, ZrC, (Cr, Mn, Fe)₂₃C₆ и др., а также металлоподобными соединениями типа Ni₃Ti, TiB₂, Cr₂B, MnN, CrSi₂, TiSi₂, TiN, Ni₃Al, AlN и другими нитридами, боридами и карбонитридами. Установлена возможность снижения содержания хрома до 4...10% в белых чугунах с повышенной УАС при использовании карбидов Mo₂C, VC, TiC и B₂C, а также при карбонитридном упрочнении. Повышенную УАС показал чугун ИЧХ7Ф6ГЗМ2ТА. Твердость отливок после закалки и отпуска составляет 62...67 HRC при хороших значениях прочности ($\sigma_B = 720...780$ МПа) и ударной вязкости (KCU = 35...52 Дж/см²).

Сплавы аустенитного класса также лучше сопротивляются КЭ и АК разрушениям, чем сплавы перлитного, ферритного и мартенситного классов, но на КЭС и АКС заметное влияние оказывают температура и коррозионная активность среды, твердость и количество абразивных частиц в потоках жидкостей и газов, давление, сила гидравлических ударов и т. д. В табл. 1 приведены характеристики структуры, КЭС, предела коррозионной усталости и других свойств ряда исследованных литейных сталей и сплавов.

Легирование сталей и сплавов, содержащих 10...33% Cr, марганцем в большей степени повышает их КЭС, чем дополнительное легирование никелем. Комплексно-легированные стали 07X21Г7Н5АЛ, 10X17Н10ГЗМЛ

Таблица 1

Свойства литейных сталей и сплавов

Марка сплава	Структура матрицы	σ_B , МПа	KCU, Дж/см ²	Предел коррозионной усталости, МПа	Кавитационно-эрозийная стойкость, мг/(м ² ·гс)
20X13МЛ	М	650...750	52...65	160...175	181...195
12X18Н9ТЛ	А	550...630	91...105	210...225	155...170
110Г13Х2МЛ	А	720...800	190...230	145...155	175...183
30X10Г10МЛ	А+М (до 15%)	750...820	80...95	160...180	60...75
07X21Г7Н5АЛ	А	810...920	120...145	275...300	41...50
30X12Н3МФЛ	Б+М (до 30%)	730...830	70...81	175...190	172...180
ИЧХ33НЗ	Ф	450...580	23...35	190...210	120...135
ИЧХ16МФТ	А+М (до 20%)	650...720	31...42	155...170	142...155
130Г14ХМФЛ	А	910...990	95...115	141...152	171...180
40X24Н12СЛ	А+Ф (до 40%)	590...680	60...78	270...285	82...105
20X20Н14С2Л	А+Ф (до 30%)	560...650	45...62	275...290	88...112
10X17Н10ГЗМЛ	А	590...700	95...110	310...330	49...67

и 30X10Г10МЛ показывали более высокую КЭС. В Fe—Cr—Ni—Mn-сплавах КЭС повышается введением 0,10...0,35% N и дополнительным микролегированием Ti, Al и B, что способствует образованию дисперсных интерметаллидов типа Ni₃Ti, Ni₃Al, Cr₂B, Fe₂B, Cr₂N, TiN, TiB₂, MnN и др. Увеличение содержания Si и C (соответственно 0,8% и 1,0%) значительно снижает КЭС. Образование дисилицидов в сплавах типа TiSi₂, VSi₂ и CrSi₂, обладающих низкими микротвердостью (8920...1500 МПа) и плотностью (4,13...5,0 г/см³), снижает износостойкость и КЭС.

Полученные результаты позволили разработать технологические процессы производства эффективных литейных триботехнических сплавов и композиций на Fe—Cr—Mn—Ni-основе с карбонитридными и другими интерметаллидными включениями с широким диапазоном механических и эксплуатационных свойств. Составы и свойства износостойких сталей и сплавов апробированы в производственных условиях при изготовлении быстроизнашиваемых деталей, работающих в условиях интенсивного механического, коррозионно-механического и кавитационно-эрозионного износа.

УДК 621.74.047

А.М. БОДЯКО, канд. техн. наук,
С.В. ГАЛАГАЕВ, канд. техн. наук (ИТМ НАН Беларуси)

АНАЛИЗ РАБОТЫ МЕТАЛЛОПРОВОДА ПРИ ПОЛУЧЕНИИ ЛИТЫХ ЗАГОТОВОК МЕТОДОМ НЕПРЕРЫВНО-ЦИКЛИЧЕСКОГО НАМОРАЖИВАНИЯ

Одной из основных причин остановки процесса непрерывно-циклического намораживания (НЦЛН) является снижение температуры расплава в металлопроводе ниже точки нулевой жидкотекучести и невозможность в связи с этим поступления металла в кристаллизатор. В [1, 2] изложена методика расчета теплового режима расплава в металлопроводе и поворотном ковше. Используем полученные результаты для анализа влияния геометрических размеров и массы отливок, а также начальной температуры расплава и особенностей заливочных устройств на тепловую работу металлопровода с точки зрения обеспечения стабильности процесса литья.

В настоящее время методом НЦЛН получают литые заготовки в широком диапазоне размеров и массы из высококачественных чугунов разных марок. В качестве изделий-представителей выберем заготовки ответственного назначения из серого специального чугуна, применяемые для изготовления гильз пневмокомпрессоров тракторов «Беларус» и гильз Д-245 для форсированных дизельных двигателей производства УП ММЗ, а также отливки из ЧШГ для получения уплотнительных колец турбокомпрессоров ТКР-11 и ТКР-8,5. Основные характеристики перечисленных отливок приведены в табл. 1.