



The developments of highly abrasion-resistant material with bulk properties, able to work in condition of intense heat-changing are given. The results of the work are implemented at the mill 320/150 RUP "BMZ".

С. С. ГУРИН, Д. М. КУКУЙ, БНТУ, Н. В. АНДРИАНОВ, РУП «БМЗ»

УДК 621.74

ВЫСОКОСТОЙКАЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКАЯ ОСНАСТКА ДЛЯ ПРОКАТНЫХ СТАНОВ РУП «БМЗ»

Деформирующие детали технологической оснастки прокатного производства работают в тяжелых условиях абразивного износа при интенсивных термоциклических и повышенных силовых нагрузениях. Число циклов теплосмен достигает нескольких тысяч в минуту, а силовые нагружения часто превышают 500 МПа. Поэтому материалы для их изготовления должны сочетать в себе противоположные свойства — высокие термо- и износостойкость.

РУП «Белорусский металлургический завод» в течение многих лет проводит систематическую работу по повышению эксплуатационной стойкости различных деталей прокатных станков, прежде всего деформирующих роликов и бандажей валков. Привлекались многие научно-исследовательские организации Беларуси, России, Украины. Были опробованы различные материалы и технологии их упрочнения. Детали изготавливали из высоколегированных сталей, которые упрочнялись различными видами термической обработки; из отбеленных и высоколегированных чугунов; из углеродистых и среднелегированных сталей, упрочняемых химико-термической обработкой или с поверхностным напылением различными порошковыми материалами, содержащими, как правило, большое количество прочных карбидов.

Стальные детали изготавливали из проката, чугунные — из литых заготовок по форме в той или иной степени, приближенных к конфигурации готовых деталей, механическая обработка которых переводит до 40–55% массы заготовок в стружку, что существенно повышает стоимость готовых изделий.

Поверхностное упрочнение на первом этапе существенно повышает стойкость деталей, однако, когда упрочненный слой истирается или начинает выкрашиваться, происходит очень быстрый, часто катастрофический износ детали, который нередко приводит к браку производимого проката. Поверхностно-упрочненные детали нельзя исправить и использовать повторно.

Проведенный анализ проблемы привел к выводу о необходимости разработки высокоизносостойкого материала с объемными свойствами, способного работать в условиях интенсивных теплосмен, а также о разработке технологии, существенно уменьшающей механическую обработку и перевод металла в стружку.

Был предложен белый хромованадиевый чугун оптимизированного химического состава и разработана литейная технология, обеспечивающая минимальную механическую обработку заготовок. Из отработавших деформирующих роликов и бандажей прокатных валков путем переплава легко получить новые, что обеспечивает значительное ресурсосбережение.

Достаточно полно удовлетворить поставленные требования способны высоколегированные белые чугуны с инвертированной структурой эвтектик. Их гетерогенная структура характеризуется сочетанием разнородных фаз, резко различающихся своими свойствами, благодаря чему достигается значительный эффект композиционного упрочнения. Основными преимуществами такого рода эвтектических композиций для рассматриваемого случая являются исключительно хорошее сопряжение матрицы с упрочняющей фазой и высокая термодинамическая стабильность структуры [1]. Этим объясняется возможность сохранения эффекта композиционного упрочнения в таких материалах при нагревании до высоких температур (вплоть до $0,9T_{пл}$ [2]).

Инвертированная эвтектика, состоящая из пластичной матрицы и высокопрочных волокон, может быть получена в специальных, легированных ванадием, хромом и другими элементами, белых чугунах. В этих чугунах матричной составляющей эвтектик является аустенит или продукты его распада, а роль армирующих волокон выполняют карбиды легирующих элементов, прежде всего карбиды ванадия. В пределах каждой эвтектической колонии карбид ванадия образует жесткий каркас, армирующий более мягкую,

пластичную и вязкую матрицу. Эвтектические сферолитные колонии стыкуются друг с другом по матричной оболочке, что предохраняет чугун от хрупкого разрушения. Такие волокнистые композиции обладают высокой прочностью при достаточно высокой вязкости разрушения, низкой чувствительностью к концентратам напряжений и высоким сопротивлением усталостному разрушению, т.е. в значительной степени удовлетворяют поставленным выше требованиям по термостойкости.

Варьированием химическим составом чугуна и условиями его кристаллизации можно регулировать содержание в эвтектике упрочняющей карбидной фазы, что обеспечивает получение чугунов с широким спектром механических, технологических и эксплуатационных свойств. Карбид ванадия в эвтектике имеет σ_b свыше 10 000 МПа [3], т.е. по свойствам близок к монокристаллам. Он обладает очень высокой твердостью (микротвердость $\sim 43 \cdot 10^4$ МПа). При нагревании чугуна до 950–1000°C он может в значительном количестве (до 15%) раствориться в матрице, обеспечивая ее дисперсное упрочнение в процессе охлаждения чугуна.

На структуру и свойства ванадиевых белых чугунов существенно влияет дополнительное легирование. Комплексное легирование позволяет снизить содержание в чугуне ванадия, который является дорогим и дефицитным элементом. Особенно эффективно действие элементов, повышающих термодинамическую активность углерода (кремния, никеля, меди и др.). Легирование чугуна ванадием в сочетании с хромом позволяет при более экономном легировании повышать износостойкость структуры за счет образования большого количества специальных карбидов. Эти карбиды в сочетании с аустенитом образуют при кристаллизации двойные эвтектики $A + VC$ и $A + (Fe, Cr)C$ и тройную эвтектику $A + (Fe, Cr)C + VC$. Содержание карбидов хрома в эвтектиках колеблется в достаточно широких пределах (от 8 до 23%) [4]. Общее содержание карбидов ванадия и хрома в структуре может достигать 25–30%, благодаря чему обеспечивается весьма высокая износостойкость чугуна.

Значительное повышение прочности и твердости хромованадиевых чугунов может быть получено термической обработкой на мартенситную и мартенситно-аустенитную структуру матрицы. В результате закалки до 950–1000 °C и отпуска при 200–250 °C σ_b повышается до 1100 МПа, а твердость до HRC 65–68, благодаря чему достигается весьма высокая абразивная износостойкость чугуна, превышающая аналогичный показатель у быстрорежущей стали P18.

Обработываемость резанием хромованадиевых чугунов затруднена, поэтому желательно получать детали точными методами литья с минимальными объемами механической обработки шлифова-

нием. Для улучшения обрабатываемости резанием таких чугунов рекомендуется отжиг при температурах 920–970 °C (3–6 ч в зависимости от толщины сечения) до твердости HB 300–350 [5].

Оптимизацию составов чугунов и их структуры необходимо проводить в зависимости от конкретных условий изнашиваемых деталей [3]. При небольших давлениях (до 0,7 МПа) и безударном воздействии целесообразно использовать так называемые «жесткие» чугуны с мартенситной или мартенситно-аустенитной структурой матрицы. В структуре «жестких» чугунов содержится повышенное количество карбидов и мартенсита. Также наблюдается значительное количество тройной эвтектики.

При повышенных давлениях (более 0,7 МПа) и ударных нагрузках наиболее высокой износостойкостью обладают «мягкие» чугуны с матрицей из упрочняющегося аустенита. В «мягких» чугунах содержится сравнительно небольшое количество карбидов, но много устойчивого аустенита, который не склонен к эвтектоидному распаду. Такие чугуны имеют пониженную твердость, однако обладают более высокой ударной вязкостью и пластичностью. В структуре преобладают участки двойной эвтектики $A + VC$.

В мартенситно-аустенитных чугунах высокой твердостью обладают не только участки с мартенситной структурой, но и аустенит благодаря его склонности к дисперсному и деформационному упрочнению.

Оптимизацию химического состава чугуна производили по основным компонентам сплава: C, Si, Mn, V, Cr, Mo. Учитывали влияние элементов прежде всего на твердость сплава.

Увеличение содержания углерода и кремния в ванадиевом чугуне приводит к повышению его твердости, которая возрастает линейно по мере увеличения концентрации компонентов. Более заметно влияние углерода. Однако не следует стремиться к повышенным содержаниям этих компонентов, так как при содержании углерода более 3,5% и кремния более 20% наступает значительное охрупчивание чугуна и снижение прочности. В отливках повышается вероятность образования трещин (особенно в местах сочленения различных по толщине элементов), а в процессе эксплуатации увеличивается износ вследствие выкрашивания крупных карбидных включений на контактной поверхности. Поэтому оптимальными следует считать содержание углерода в пределах 2,8–3,3% и кремния до 1,5%.

Ванадий и хром значительно повышают твердость и прочность чугуна. Максимум твердости достигается при содержании ванадия 6–7% и хрома 8–9%. Дальнейшее увеличение содержания этих компонентов в чугуне малоэффективно, так как наступает стабилизация твердости. Углерод в интервале концентраций 2,8–3,5% мало влияет на

твердость чугуна. Максимальное повышение механических и эксплуатационных свойств достигается при комплексном легировании чугуна. Оптимальными являются значения $V + Cr = 13-16\%$, $V/Cr = 0,80-0,95$ [5].

Марганец обеспечивает максимум твердости при содержании около 3,5%. Более высокое содержание марганца приводит к снижению твердости из-за частичной аустенизации матрицы. Влияние марганца зависит от суммарного содержания хрома и ванадия. Чем больше эта сумма, тем меньше марганца требуется для обеспечения максимального количества мартенсита и наиболее высокой твердости [5].

Молибден вводится в чугун с целью повышения теплостойкости. При содержании молибдена 2–3% теплостойкость чугуна повышается до 500–600 °С. Исходя из изложенного выше, рекомендован химический состав чугуна, который может колебаться в следующих пределах: 2,8–3,2%С, 0,1–1,5%Si; 1,0–2,0% Mn; 5,5–6,5%V, 5,0–6,0%Cr, 2,5–3,0%Mo. Выплавлять чугун следует в индукционной печи. На дно печи закладывается феррохром, на него – литейный чугун, сталь и возврат. С целью уменьшения угара V и Mo феррованадий и ферромolibден даются в расплав. Ферромарганец подается в конце плавки перед разливкой, что, помимо доводки металла по марганцу, обеспечивает его предварительное раскисление. Окончательное раскисление расплава производится алюминием в количестве 0,05–0,15% от массы металла. Раскисление можно производить как в тигле печи, так и в ковше при его заполнении. Температура заливки составляет 1500–1550 °С.

В хромованадиевых белых чугунах возможно формирование структур с различными карбидными фазами: от легированного цементита до комплексных карбидов типа M_7C_3 и MC (где M – атомы металлов, С – атом углерода). Характер структуры чугуна зависит как от его химического состава, так и от термокинетических условий формирования структуры, в первую очередь от условий процесса кристаллизации чугуна. Структурообразование в комплексно-легированных белых чугунах обычно имеет ступенчатый характер, причем в процессе кристаллизации формируется структура с метастабильными карбидами, наименее обогащенными легирующими элементами. Особенно это характерно для процессов ускоренной кристаллизации чугунов, например, в тонкостенных отливках или при литье в кокиль. При дальнейшем термическом воздействии на закристаллизовавшийся чугун происходит частичное преобразование его структуры с одним или даже несколькими карбидными превращениями. С использованием этих процессов можно проводить значительные изменения в структуре, обеспечивая приближение ее к композиционному виду и значительно повышая механические и эксплуатационные свойства чугунов.

Наиболее характерные структуры чугунов, охлажденных с разными скоростями, приведены на рис. 1. Из рисунка видно, что по мере увеличения переохлаждения меняется характер избыточной карбидной фазы: вместо первичного карбида MC начинает кристаллизоваться карбид M_7C_3 . Кинетической границей этого изменения является скорость охлаждения около 20 град/мин.

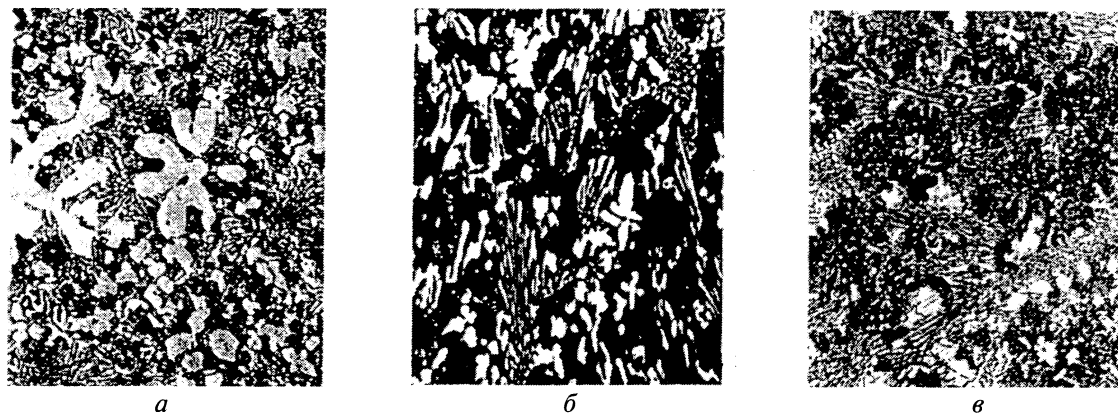


Рис. 1. Микроструктуры хромованадиевых белых чугунов: а – избыточные карбиды MC в чугуне, охлажденном со скоростью 4 град/мин; б – участок микроструктуры в чугуне, охлажденном со скоростью 10,7 град/мин; в – участок микроструктуры в чугуне, охлажденном со скоростью 30 град/мин. х360

Повышение скорости кристаллизации существенно измельчает первичную структуру чугуна, что приводит к значительному увеличению его твердости (рис. 2). Характерно, что изменение скорости охлаждения в пределах 5–20 град/мин мало сказывается на твердости чугуна в литом

состоянии, что связано с получением относительно крупной первичной структуры и явлением самоотжига. Только после скорости охлаждения 20–25 град/мин наблюдается существенное измельчение структуры (см. рис. 1) и, как следствие, увеличение твердости чугуна.

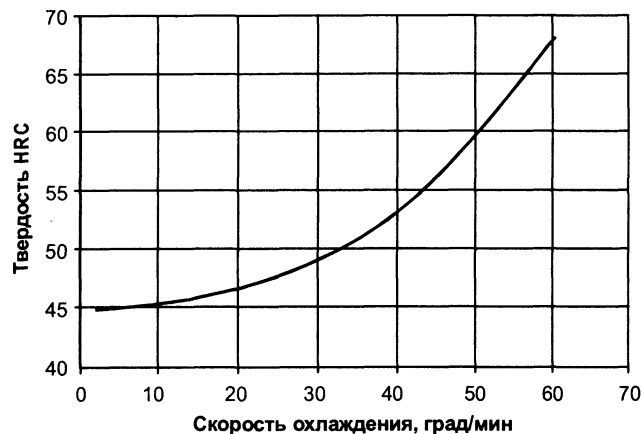


Рис. 2. Изменение твердости хромованадиевых белых чугунов в зависимости от скорости охлаждения

Значительного измельчения первичной структуры хромованадиевых чугунов можно достичь также путем модифицирования. Эффективными модификаторами являются Al, FeBa, FeTi, FeGe, которые необходимо вводить в расплав в десятых долях процента.

Производственные испытания опытной партии деформирующих роликов 20M.RS9C-3008, 20M.RS9C-3009 (16 шт.) проведены на стане 320 РУП «БМЗ» при прокатке строительной арматуры №12. Стойкость деформирующих роликов составила 16 000–20 000 т на ролик, что в 4–5 раз

выше, чем у изготавливаемых на заводе из проката сталей 60С2А. Аналогов предложенному материалу для изготовления деформирующих роликов и бандажей валков в зарубежной практике нет.

Результаты работы внедрены на стане 320/150 СПЦ РУП «Белорусский металлургический завод» при прокатке строительной арматуры и катанки. Рекомендовано проводить работу по расширению номенклатуры изделий, работающих в условиях тяжелого абразивного износа и циклических теплосмен.

Литература

1. Структура и свойства композиционных материалов / К.И. Портной, С.Е. Салибеков, И.А. Светлов, В.М. Чубарев. М.: Машиностроение, 1979.
2. Портной К.И., Туманов А.Т. Композиционные и дисперсноупрочненные жаропрочные никелевые сплавы. Структура и свойства жаропрочных металлических материалов. М.: Изд-во АН СССР, 1970. С. 55–68.
3. Шурин А.К. Исследование фазовых равновесий и структуры сплавов с фазами внедрения для задач разработки материалов с композиционным упрочнением. Фазовые равновесия в металлических сплавах. М.: Наука, 1981. С. 209–217.
4. Жуков А.А., Сильман Г.И., Фрольцов М.С. Износостойкие отливки из комплексно-легированных белых чугунов. М.: Машиностроение, 1984.
5. Чугун: Справ. / Под ред. А.Д. Шермана и А.Л. Жукова. М.: Металлургия, 1991. С. 414–434.