



Influence of thermal processing on structure and characteristics of economically-alloyed high-duty cast iron is shown.

А. Н. КРУТИЛИН, Н. И. БЕСТУЖЕВ, В. А. СТЕФАНОВИЧ, М. И. КУРБАТОВ,
БНТУ

УДК 669:131.7

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЭКОНОМНО- ЛЕГИРОВАННОГО ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА

Развитие машиностроения связано с созданием новых ресурсосберегающих и экологически чистых технологий, позволяющих резко повысить механические и эксплуатационные свойства литых заготовок, их размерную точность и снизить металлоемкость.

В качестве оптимального материала для изготовления деталей, работающих в условиях абразивного и ударно-абразивного износа, перспективно применение высокопрочного чугуна с шаровидной формой графита, подвергнутого изотермической закалке.

Процессы структурообразования в легированных чугунах характеризуются повышенной чувствительностью к кинетическим факторам. Формирование литой структуры в отливках из высококачественных чугунов связано с процессами первичной кристаллизации. В предкристаллизационный период закладываются условия, во многом предопределяющие природу образующихся первичных фаз. Форма, характер распределения и количество фаз зависят от химического состава чугуна, модифицирования, металлургических факторов процесса получения чугуна и т. д.

Формирование включений графита происходит в расплаве, пересыщенном углеродом, в условиях глубокого переохлаждения. Развитие графитной фазы при эвтектической кристаллизации высокопрочного чугуна происходит в окружении аустенита и получение равноосной формы включений эвтектического графита в основном связано с протеканием диффузионных процессов.

Отливки из легированных высокопрочных чугунов отличаются повышенной склонностью к образованию различных литейных дефектов, неметаллических включений из-за высокой химической активности легирующих элементов. Большинство включений являются концентраторами напряжений, которые ускоряют зарождение и

развитие трещин, что приводит к разрушению деталей. Степень влияния включений зависит от их формы, размеров, расположения. Отрицательное действие неметаллических включений на свойства чугунов может превышать влияние графитной фазы.

Полную картину процессов формирования литой структуры чугунов может дать совокупность термокинетических диаграмм, отражающих явления, происходящие как при кристаллизации, так и при охлаждении отливки в твердом состоянии.

При затвердевании возникает химическая неоднородность сплава как в пределах всей отливки (зональная), так и в пределах дендрита (дендритная ликвация).

Жидкий расплав на фронте кристаллизации доэвтектических чугунов обогащается углеродом, так как кристаллизующийся аустенит содержит 2,14% и менее углерода, в результате чего концентрация углерода в жидкости в процессе кристаллизации увеличивается. Образование аустенита происходит при сравнительно быстром охлаждении, возникающие из переохлажденного расплава кристаллы имеют дендритную форму. Количество и длина дендритов возрастают с уменьшением содержания углерода в чугуне, в результате увеличивается ликвация углерода по сечению дендритов.

Кремний в процессе затвердевания также ликвидирует, его концентрация в дендритных ветвях и в центре эвтектических колоний повышена, а в периферийных участках понижена. Марганец ликвидирует на граничные участки эвтектических зерен. При таких условиях получение равномерной мелкозернистой структуры матрицы достаточно трудно, что отрицательно сказывается на пластичности высокопрочного чугуна с шаровидной формой графита. Результаты микрорентгено-спектрального анализа распределения марганца и

кремния между отдельными фазами и включениями графита приведены на рис. 1–4.

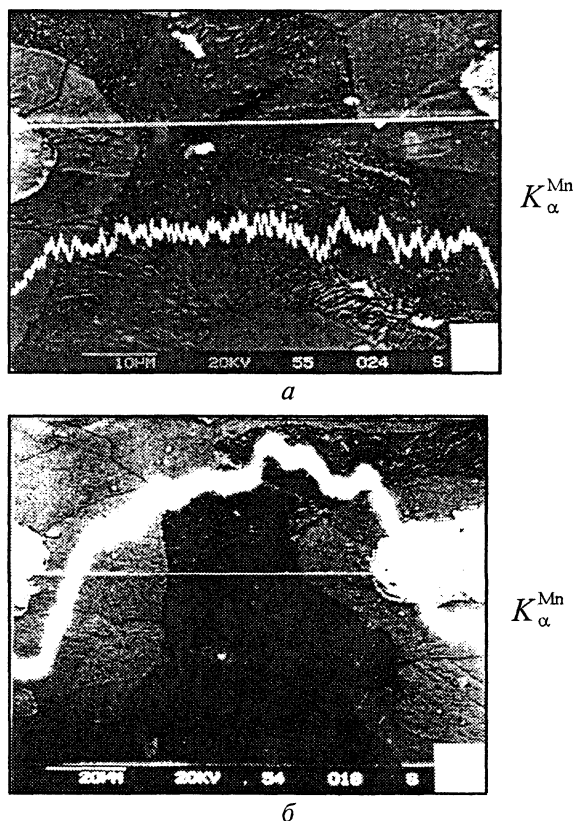


Рис. 1. Влияние способа получения ВЧШГ на ликвацию марганца при толщине стенки отливки 40 мм: *a* – модифицирование в литейной форме; *b* – модифицирование в ковше. *a* – $\times 1500$; *b* – $\times 750$

Как видно из рисунков, ликвация марганца при использовании технологии внутриформенного модифицирования значительно меньше, чем при ковшевом модифицировании. Сплавы с концентрацией марганца в пределах 0,1–0,35% характеризуются высокой гомогенностью и лишь при содержании марганца более 0,7% равномерность распределения этого элемента по эвтектическому зерну снижается. Полного устранения микроликвации марганца не происходит.

Некоторое уменьшение обратной ликвации кремния происходит при внутриформенном модифицировании высокопрочного чугуна, однако эта равномерность в микрораспределении не столь ярко выражена как для марганца.

С уменьшением величины зерна аустенита скорость диффузии ликвирующих элементов, происходящая по границам зерен, способствует снижению дендритной ликвации марганца и кремния.

Известно, что на характер ликвации марганца и кремния заметное влияние оказывают медь и никель. Обратная ликвация меди в высокоуглеро-

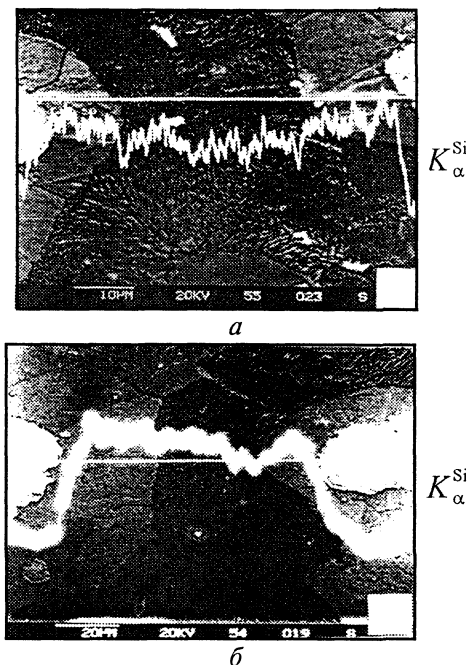


Рис. 2. Влияние способа получения ВЧШГ на ликвацию кремния при толщине стенки отливки 40 мм: *a* – модифицирование в литейной форме; *b* – модифицирование в ковше. *a* – $\times 1500$; *b* – $\times 750$

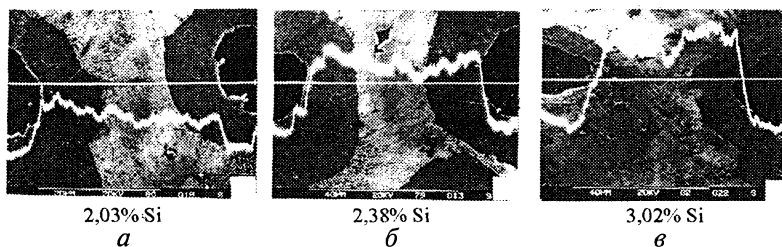


Рис. 3. Влияние общей концентрации кремния в ВЧШГ на характер его ликвации. *a* – $\times 2000$; *b*, *c* – $\times 1250$

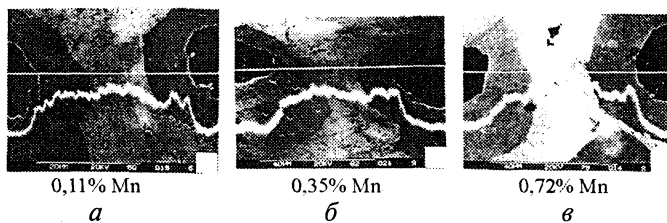


Рис. 4. Влияние содержания марганца в ВЧШГ на характер его ликвации. *a* – $\times 2000$; *b*, *c* – $\times 1250$

дистых сплавах железа препятствует выделению структурно свободного феррита. Образование вокруг графита зон, обогащенных медью, блокирует диффузионные процессы переноса углерода к сфероидам графита и, тем самым, препятствует образованию феррита. Как показали результаты исследований, при легировании чугуна медью ликвация качественно не изменяется, однако степень ликвации резко снижается (рис. 5).

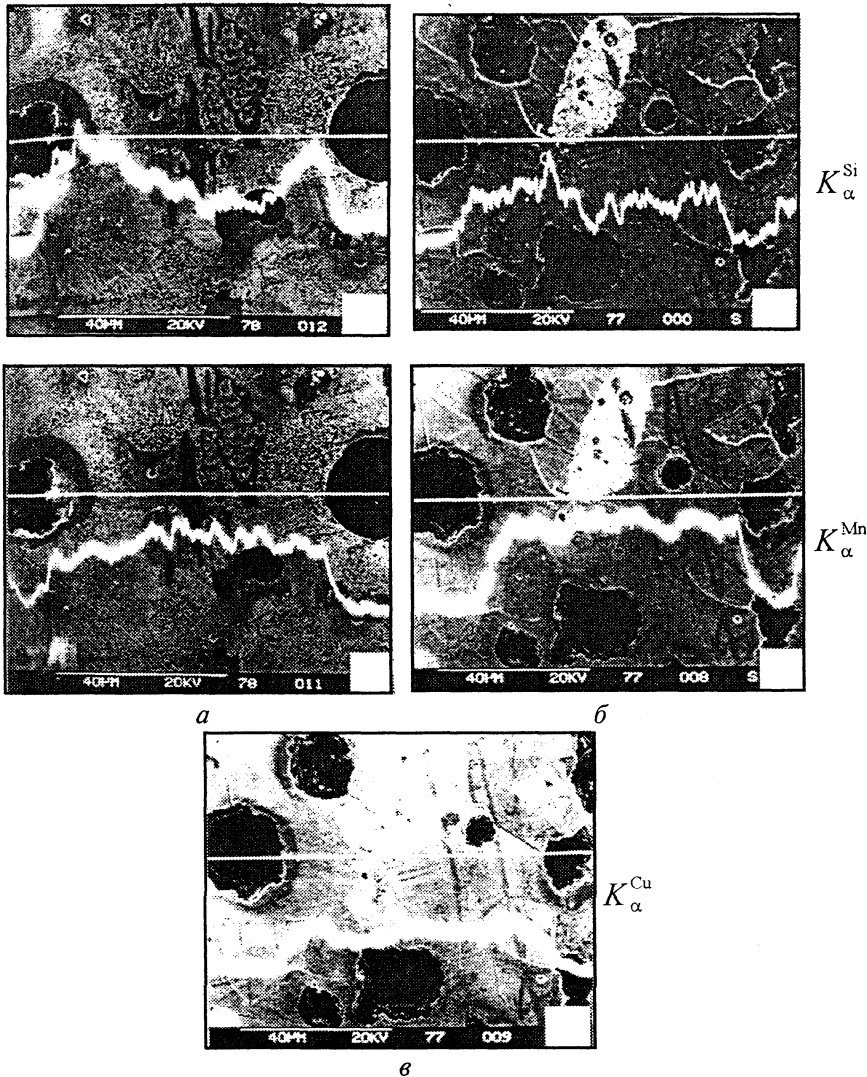


Рис. 5. Влияние легирования ВЧШГ медью (0,43%) на ликвацию марганца и кремния: *а* – нелегированный чугун; *б* – легированный чугун; *в* – ликвация меди. $\times 850$

Марганец в чугуне, легированном медью, практически равномерно распределен в металлической матрице, а кремний имеет значительно меньший коэффициент ликвации.

Никель уменьшает растворимость углерода в жидком чугуне и способствует расширению области γ -твердого раствора. В литом состоянии легирование чугунов никелем аналогично действию меди.

Заметной ликвации никеля при изменении его содержания не установлено (рис. 6).

Никель в отличие от меди не образует обогащенных локальных участков вокруг включений графита и не препятствует диффузии углерода при эвтектоидном превращении.

В жидкую фазу ликвируют карбидостабилизирующие элементы, а также элементы, имеющие ограниченную растворимость в аустените, такие, как Cu, P, Mg, Sn, Te. Сильные карбидо- и нитридообразующие элементы (V, Ti, Zr, Al) значительно уменьшают рост зерна аустенита. Измельчение зерна происходит под действием дру-

гих легирующих элементов (Mo, Cr, P, Bi), ликвирующих в жидкую фазу при кристаллизации. Однако такая ликвация может привести к затвердеванию последних порций жидкости по межзерненным границам в виде ледебуритной эвтектики.

Высокая скорость охлаждения расплава препятствует диффузии углерода и тем более диффузии атомов легирующих элементов. Практика показывает, что чем выше концентрация элемента и чем больше разница его растворимости в жидкой и твердой фазах, тем в большей степени развивается его ликвация.

Активные технологические воздействия на расплав путем модифицирования, легирования, физических методов обработки на кристаллизующийся расплав позволяют воздействовать на величину зерна, измельчение ветвей и самих дендритов, фазовый состав сплава и соответственно физико-механические и эксплуатационные свойства чугуна.

Уровень механических свойств бейнитного чугуна с шаровидной формой графита, подвергнутого изотермической закалке, зависит от температуры аустенизации, скорости охлаждения, изотермической температуры фазового превращения, времени выдержки при этой температуре.

Первым этапом термической обработки является нагрев под закалку отливок до определенной температуры в надкритической области, выдержка для гомогенизации углерода с целью получения однородного аустенита. Температуры аустенизации, время выдержки при ней выбирают в зависимости от химического состава и исходной структуры матрицы чугуна. Как правило, температура аустенизации находится в пределах 850–930 °С, а время выдержки составляет 0,5 ч при исходной перлитной структуре и ~5,5 ч – при ферритной структуре металлической матрицы. Наличие в исходной структуре больших количеств феррита не позволяет при температурах закалки достигнуть необходимого насыщения (0,6–0,7%С) аустенита углеродом. Аустенит оказывается менее устойчивым и начало распада его в изотермических условиях сдвигается в сторону меньших значений инкубационного периода. При наличии даже небольшого количества цементита или свободных карбидов необходимо увеличение темпе-

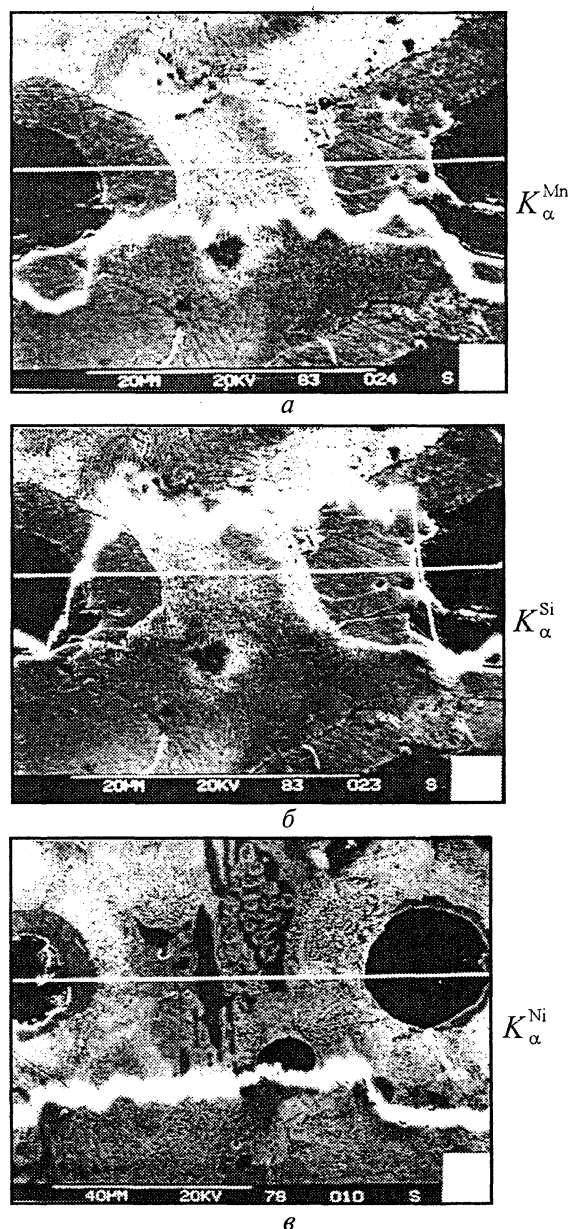


Рис. 6. Влияние легирования ВЧШГ никелем (0,44%) на ликвацию марганца и кремния: *а* – ликвация марганца; *б* – ликвация кремния; *в* – ликвация никеля. *а, б* – $\times 2500$; *в* – $\times 875$

ратуры закалки и времени выдержки с целью растворения карбидов и гомогенизации аустенита.

Длительные выдержки при температурах 950 °С и выше вызывают стабилизацию аустенита из-за полного растворения карбидов и других частиц, которые ускоряют распад аустенита при изотермической закалке.

С повышением температуры аустенизации происходит увеличение скорости диффузии углерода, обогащение остаточного аустенита углеродом, однако происходит и рост аустенитного зерна, что ведет к снижению уровня пластических свойств.

На свойства бейнитного чугуна оказывают влияние степень сфероидизации и количество включений шаровидного графита, увеличение числа включений обеспечивает равномерную мелко-

зернистую структуру исходного чугуна и соответственно большую вероятность получения повышенных механических свойств.

Скорость растворения графитных включений – процесс диффузионный. С увеличением размеров графитных включений процесс их растворения протекает медленнее и равновесное состояние чугуна достигается за более продолжительное время.

Выбор скорости охлаждения до температуры изотермического превращения и времени выдержки производят в зависимости от химического состава чугуна, используя диаграммы изотермического превращения переохлажденного аустенита, которые построены на основе экспериментальных исследований и систематизированы в работах [1, 2].

Формирование структуры металлической матрицы чугуна зависит главным образом от температуры и продолжительности изотермической выдержки, которая определяет дисперсность металлической основы и полноту распада аустенита. Строение и фазовый состав продуктов распада аустенита достаточно сложные. С понижением температуры изотермического превращения форма бейнита изменяется от перистой (верхний бейнит) до игольчатой (нижний бейнит). Мелкодисперсная игольчатая структура нижнего бейнита, образующаяся при температуре изотермической выдержки ниже 350 °С, обладает высокой твердостью (до 500 НВ), прочностью на растяжение (1100–1600 МПа), относительным удлинением 1–3%. При температурах изотермической выдержки 350–450 °С образуется структура верхнего бейнита с остаточным аустенитом (НВ 280–320 $\sigma_b = 900$ –1050 МПа, относительное удлинение $\delta = 6$ –12%).

При закалке на бейнит в структуре всегда содержится остаточный аустенит. Содержание остаточного аустенита в матрице чугуна увеличивается с повышением температуры изотермической выдержки. Продолжительность выдержки при изотермической закалке мало влияет на прочностные свойства, а пластичность и ударная вязкость могут изменяться в достаточно широких пределах. Наивысшая вязкость при средней прочности достигается при температуре превращения от 350 до 400 °С, в этом случае в структуре чугуна имеет место наибольший процент остаточного аустенита.

При недостаточной продолжительности выдержки не происходит полного превращения аустенита в бейнит и при последующем охлаждении происходит превращение аустенита в мартенсит, который обладает высокой прочностью, но малой вязкостью. Вследствие высокого содержания кремния образование карбидов, как правило, не происходит.

Наиболее благоприятное сочетание характеристик прочности и пластичности наблюдается при условии полного превращения аустенита в бейнит и отсутствия мартенсита в структуре.

Для нелегированного высокопрочного чугуна с шаровидной формой графита время охлаждения до температур изотермической выдержки составляет около 8 с. Время выдержки для полного превращения аустенита в бейнит зависит от химического состава чугуна и составляет от 0,5 до 4,0 ч. Для нелегированных чугунов наибольшее количество аустенита составляет 30–40% и формируется при температуре закалывающей среды, равной 350 °С [3].

Принимая во внимание известные закономерности, определяющие кинетику и механизм формирования структур при распаде переохлажденного аустенита в железоуглеродистых сплавах, можно оценить влияние различных элементов на устойчивость аустенита.

Оптимальное количество углерода в высокопрочном чугуне – 3,4–3,6%. При меньшем содержании ухудшаются литейные свойства, повышается склонность к отбелу и усадочной пористости. При большем содержании углерода снижается прочность.

Кремний является основным регулятором микроструктуры в практике получения отливок. При низком содержании кремния возрастает склонность чугуна к отбелу. При повышении содержания кремния в структуре чугуна образуется больше феррита, что вызывает необходимость увеличения длительности выдержки при температурах аустенизации.

Литературные данные по влиянию содержания кремния (2,13–4,03%) на расположение кривых начала и конца распада аустенита на диаграммах изотермического превращения переохлажденного аустенита показывают наличие двух интервалов минимальной устойчивости аустенита: 600–640 и 275–325 °С [4]. Повышение содержания кремния замедляет распад аустенита на ферритокарбидную смесь, но ускоряет выделение феррита. Кремний увеличивает растворимость углерода в аустените, повышая его устойчивость. В матрице он концентрируется вокруг включений графита, его концентрация в 2–3 раза выше, чем в остальной металлической основе. С увеличением его содержания до 2,5% происходит увеличение прокаливаемости чугуна и количества остаточного аустенита, что способствует повышению пластических свойства чугуна.

Более высокое содержание кремния снижает устойчивость переохлажденного аустенита. Оптимальное содержание кремния в бейнитном чугуне с шаровидной формой графита 2,4–2,6%. Более высокое содержание кремния является одной из наиболее вероятных причин увеличения внутренних напряжений и появления трещин за счет упрочнения феррита.

С увеличением содержания марганца в металлической основе растет количество остаточного аустенита. Марганец повышает прокаливаемость,

однако, являясь карбидообразующим элементом и имея большую склонность к ликвации на границах зерен, может оказать отрицательное влияние на структуру металлической матрицы.

При содержании марганца более 0,5% на границах эвтектических зерен образуются хрупкие фазы, которые оказывают негативное влияние на показатели прочности и пластичности чугуна.

Оптимальные свойства бейнитного чугуна с шаровидной формой графита обеспечиваются при содержании марганца не более 0,3%, остаточный аустенит в этом случае распределен равномерно по матрице чугуна, а мартенсит отсутствует. Однако при снижении температуры аустенизации до 850 °С содержание марганца может быть увеличено, так как в этом случае уменьшается объем остаточного аустенита, стабилизированного марганцем.

Фосфор и сера в чугуне являются вредными примесями, изменение их обычной концентрации в чугунах не оказывает существенного влияния на температуру критических точек, повышение содержания фосфора с целью увеличения жидкотекучести вызывает рост температур критических точек. Фосфор в бейнитном чугуне при содержании выше его предела растворимости в аустените (0,12%) способствует образованию тройной фосфидной эвтектики (7% P), состоящей из аустенита, фосфида Fe_3P и Fe_3C , в которую ликвидируют углерод, молибден, ванадий и хром.

При повышенном содержании серы и кислорода в расплаве необходимо увеличивать количество сфероидизирующего модификатора. Продукты взаимодействия (сульфидные и оксидные включения) оказывают негативное влияние на физико-механические свойства деталей.

Увеличение содержания остаточного магния до 0,12% способствует повышению устойчивости аустенита [5], однако магний в таких количествах стабилизирует цементит, что требует проведения длительного графитизирующего отжига.

Хром, часто используемый в конструкционных сталях, не применяется в чугунах, так как при содержании до 0,3% он способствует перлитизации основы, а выше связывается преимущественно в стабильные карбиды, поэтому он мало эффективен, то же относится и к ванадию.

Легирование чугуна медью не изменяет характера кинетических кривых, концентрируясь около графитных включений, медь препятствует диффузии углерода и ведет к повышению устойчивости аустенита. В перлитной области увеличение содержания меди приводит к повышению устойчивости аустенита, длительность инкубационного периода возрастает в 3–4 раза, в области верхнего бейнита – даже в 15 раз. Причем медь повышает устойчивость аустенита в области верхнего бейнита в большей степени, чем никель. Медь и особенно марганец увеличивают инкуба-

ционный период перлитного превращения, что позволяет осуществлять переохлаждение аустенита до бейнитной области с меньшей скоростью. Несмотря на то что легирование высокопрочного чугуна с шаровидной формой графита медью не оказывает заметного влияния на его механические свойства, присутствие меди оказывает влияние на подавление ликвации марганца и молибдена.

В работе [6] убедительно показана положительная роль меди при протекании ликвационных процессов в чугуне. Так, например марганец при наличии в составе чугуна меди меняет знак ликвации из прямой на обратную. Оптимальным, т.е. не влияющим на изменение формы и характер распределения графита, а также на изменение физико-механических свойств высокопрочного чугуна, считается содержание меди в пределах 0,8–1,0%.

Никель является одним из немногих легирующих элементов, которые, упрочняя высокопрочный чугун, позволяют сохранить пластичность и вязкость.

Добавка в чугун никеля ведет к понижению критических точек, причем это понижение меньше, чем при легировании марганцем.

Никель в чугуне не изменяет вида диаграмм изотермического распада аустенита, сдвигая S-образные кривые вправо от оси ординат. Повышение содержания никеля до 2% увеличивает длительность инкубационного периода в бейнитной области. При температуре изотермической выдержки 450 °С происходит увеличение содержания высокодисперсных продуктов распада с уменьшением количества остаточного аустенита.

Бор в очень малых количествах (1–5)·10⁻³% уменьшает критическую скорость закалки на мартенсит и благоприятствует получению бейнитных или мартенситных структур в широком интервале скоростей охлаждения. Однако степень воздействия бора не пропорциональна его содержанию, она зависит от количества бора, растворенного в аустените.

Когда хотят получить определенный уровень прокаливаемости, то можно использовать минимальную хорошо контролируемую добавку бора вместо классических более дорогих элементов, таких, как никель, молибден, марганец или хром. Можно грубо оценить, что добавка бора в количестве 0,005% приведет к увеличению прокаливаемости, эквивалентному тому, которое дает добавление 2,4% Ni или 0,45% Cr или 0,35% молибдена.

Одним из элементов, который оказывает большое влияние на прокаливаемость, является молибден. Однако он аналогично марганцу ликвидирует в период затвердевания чугуна, при этом происходит выделение устойчивых карбидов по границам зерен. Для уменьшения степени ликвации проводят дополнительное легирование такими элементами, как медь, никель, которые устраняют структурную неоднородность металлической основы. Совместное легирование чугуна такой комбина-

цией элементов марганца, молибдена, меди и никеля увеличивает прокаливаемость и позволяет получать бейнитную структуру чугуна с минимальными потерями пластических свойств.

Влияние молибдена на прокаливаемость в 2 раза выше, чем марганца, в 3 раза выше, чем никеля и в 5 раз выше, чем меди [7].

В практике получения бейнитного высокопрочного чугуна с шаровидным графитом часто используют комплексное легирование такими элементами, как Ni, Mo, Mn, Cu, B, иногда Cr, V, W, Nb и др.

Применяемые сочетания легирующих элементов отличаются большим многообразием. Влияние комплексного легирования на механические свойства бейнитного чугуна, по данным различных авторов, приведено в работе [8].

Анализ диаграмм изотермического распада аустенита в чугунах с шаровидным графитом показывает, что легирование Ni, Ni+Mo, Cu, Cr, Cr+Ni сдвигает начало бейнитного превращения вправо, что требует значительных выдержек при изотермической закалке (до 5–10 ч) для полного превращения аустенита в бейнит. При меньших выдержках избыточный остаточный аустенит превратится в мартенсит, который приведет к снижению пластичности. Легирование бором, особенно в сочетании с молибденом, сдвигает область перлитного превращения вправо, увеличивая прокаливаемость, а область бейнитного превращения влево, снижает время изотермической выдержки (40–50 мин) до линии конца превращения аустенита в бейнит.

Таким образом, проведенный анализ вопросов, связанных со структурообразованием бейнитного чугуна, показывает, что как превышение, так и снижение температуры аустенизации, скорости охлаждения отливок, температуры и времени изотермической выдержки приводит к заметному изменению физико-механических свойств. В каждом конкретном случае в зависимости от химического состава параметры изотермической обработки следует определять экспериментальным путем.

Несмотря на большое количество исследований, еще недостаточно данных о составе, количестве легирующих элементов и режимах термической обработки, позволяющих обеспечить получение бейнитного чугуна с оптимальными механическими и служебными свойствами. В связи с этим возникает необходимость для каждой конкретной отливки с учетом скорости ее охлаждения экспериментально определять минимально необходимое количество легирующих элементов исходя из конкретных условий ее работы.

Основываясь на литературных данных, в лабораторных условиях кафедры “Машины и технология литейного производства” была проведена серия экспериментов по определению физико-механических свойств низколегированных чугунов с шаровидной формой графита, подвергнутых изотермической закалке.

Исходный чугун имел следующую химический состав: углерод – 3,75%, кремний – 1,6, хром – 0,06, марганец – 0,15, сера – до 0,03, фосфор – до 0,04%. Плавку чугуна проводили в индукционной печи с кислой футеровкой емкостью 40 кг. В качестве сфероидизирующего модификатора использовали ФСМгЗ, графитизирующего модификатора – ФС65Ba4.

Учитывая, что исходная структура образца перлитно-ферритная, температуру аустенизации приняли равной 900 °С. Для получения однородной аустенитной микроstructures металлической матрицы и насыщения до требуемой величины аустенита углеродом продолжительность выдержки при нагреве под закалку приняли равной 1 ч. Изотермическая выдержка при температуре 350 °С в течение 1 ч.

Нормализацию проводили с температур 900 °С и выдержкой 1 ч.

Исходный чугун легировали Cu, Ni, Ni+Cu, Ni+Cu+V, Mo+V, при этом медь вводили в количестве до 0,9%, никель – до 0,7, бор – до 0,003, молибден – до 0,5%.

Результаты механических испытаний экономнолегированных чугунов с шаровидным графитом без термической обработки и подвергнутых термической обработке по приведенным выше режимам показаны на рис. 7.

Чугуны, подвергнутые термической обработке, имеют большую прочность, чем без термической обработки, при этом изотермическая закалка обеспечивает максимальное значение прочности независимо от легирования. Наибольшее значение прочности обеспечивается при комплексном легировании никелем, медью и бором независимо от вида последующей термической обработки. Легирование бором резко повышает прокаливаемость, поэтому при охлаждении отливки или после нормализации в структуре частично присутствуют бейнит и, возможно, мартенсит, повышающие прочность. Относительное удлинение при комплексном легировании медью, никелем и бором после изотермической заковки имеет большее значение, чем у других исследуемых чугунов. Очевидно, это можно объяснить более полным превращением аустенита в бейнит при изотермической выдержке, что обеспечивает в структуре повышенное количество остаточного аустенита и отсутствие мартенсита.

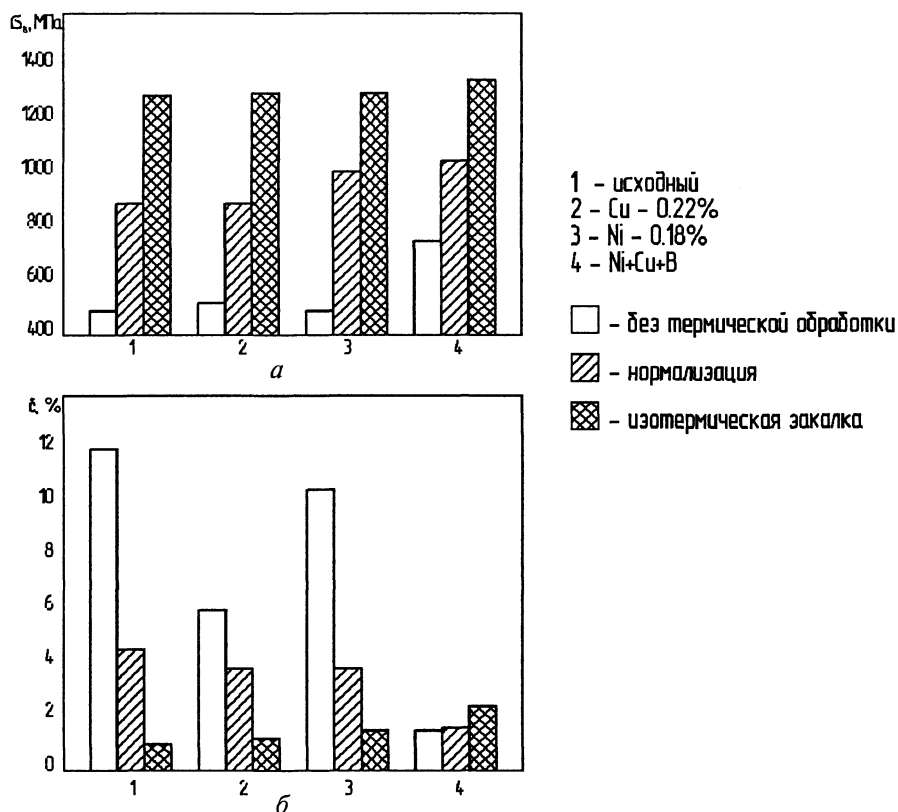


Рис. 7. Предел прочности (а) и относительное удлинение (б) экономнолегированных чугунов

Исходя из приведенных выше данных, дополнительное легирование бором является перспективным, так как обеспечивает более полное превращение аустенита в бейнит при изотермической выдержке и, как следствие, получение более высоких механических свойств комплексно-легированных чугунов с шаровидным графитом.

Литература

1. Попов А.А., Попова Л.Е. Изотермические и термодинамические диаграммы распада переохлажденного аустенита: Справ. термиста. 2-е изд., перераб. и доп. М.: Металлургия, 1965.
2. Попова Л.Е., Попов А.А. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-раствора в сплавах титана. М.: Металлургия, 1991.
3. Rohrig K. Zwischenstufen-vergütetes Gußeisen mit Kugelgraphit ein neues Hochfestes Gußeisen. Fachber. Huttenprax // Metallweilverarb. 1979. N. 6. S. 75–478.
4. Захарченко Э.В., Левченко Ю.Н., Горенко В.Г., Вареник П.А. Отливки из чугуна с шаровидным и вермикулярным графитом. Киев: Наукова думка, 1986
5. Piaskowski J., Jankowski A. Zeliwo sferoidalne. Warszawa: Wyd-wa Nauk.-Techn., 1974.
6. Лев И.Е., Солнцев Л.А., Мицкевич Н.С. Внутрикристаллическая ликвация в магниевом чугуне, легированном медью // Литейное производство. 1981. №1.
7. Артеменко Т.В. Влияние химсостава, толщины стенки отливки на свойства бейнитного ЧШГ // Литейное производство. 1998. №12. С. 26–27.
8. Viau R., Gagne M., Thibau R. Cu, Ni-legierte zwischenvergütete Gubeisen mit Kugelgraphit Gieberei // Praxis West Berlin. 1988. N 9/10. S. 117–125.