

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ОТЛИВОК ИЗ БЕЛОГО ИЗНОСОСТОЙКОГО ЧУГУНА

Д.А. Мирзаев, Ю.Д. Корягин, А.А. Куликов, А.С. Созыкина

Исследован высокохромистый чугун, применяемый для изготовления литых износостойких изделий. Установлены оптимальные температурно-временные параметры термической обработки отливок, обеспечивающие высокую износостойкость при сохранении достаточной вязкости.

Ключевые слова: хромистый чугун, температура аустенитизации, твердость, закалка, изотермическая выдержка, ударная вязкость.

На предприятии ООО «Технология-М» (г. Челябинск) начато внедрение в производство отливок из хромистого чугуна, предназначенных для футеровки помольного оборудования. Выплавка данного сплава была произведена в индукционной печи ИСТ-0,4. Плавка велась в штатном режиме на шпинельной футеровке, в качестве шихтовых материалов использовались: лом стали Ст3, феррохром ФХ-800, ферромolibден ФМо-60, ферромарганец ФМн-95 и ферросилиций ФС-65. Химический состав исследованного сплава приведен в табл. 1. Химический анализ был проведен с помощью атомно-эмиссионного спектрометра ДФС-500. Обращает на себя внимание высокая концентрация молибдена, который вводят с целью увеличения прокаливаемости и, возможно, вязкости [1].

Цель исследования заключалась в разработке экономичного режима термической обработки отливок, позволяющего получить для изделия высокую износостойкость при сохранении достаточной вязкости. Необходимо было также определить тип закалочной среды, в том числе и возможность воздушной закалки, после которой остаточные напряжения окажутся минимальными. Важным также является вопрос об отпуске закаленного чугуна, обеспечивающего достаточную пластичность.

Материал и методика исследования.

Стержни $\varnothing 20$ мм были отлиты совместно с блоками футеровки мельниц из чугуна, химический состав которого показан в табл. 1. Одновременно с отливками футеровок, выполненным методом литья по газифицируемым моделям, были отлиты цилиндрические образцы диаметром 20 мм для исследования твердости, а также квадратные образцы сечением 20×20 мм и длиной 60 мм для оценки ударной вязкости. Измерения ударной вязкости (энергии разрушения) были проведены с помощью копра МК-30.

Цилиндрические отливки были разрезаны на образцы высотой 25 мм. Обе плоскости оснований были отшлифованы для сохранения параллельности. Измерения твердости были проведены на приборе ТР-5014 по методу Роквелла. Опыты по термической обработке проводили в нагревательных печах ПКЛ-1,2-12 и ПКЛ-1,2-36, снабженных термоконтроллерами.

Образцы укладывали на подставку – плиту из жаропрочной стали, а сверху покрывали графитовым тиглем для предотвращения обезуглероживания и окисления.

Полученные результаты позволили предложить несколько режимов термической обработки литья из данного сплава.

Результаты исследования и их обсуждение

Прежде всего отметим, что отливки используются для мельниц, с помощью которых происходит помол сырья, содержащего высокий процент SiO_2 , который имеет значительную истирающую способность.

Хорошо известно [1, 2], что твердость сплава в значительной мере определяет износостойкость деталей, во всяком случае, при работе без чрезмерно высокой ударной нагрузки. Поэтому было проведено исследование зависимости твердости от температуры закалки после аустенитизации исходных литых образцов в течение 15 и 60 мин. Отсчет длительности проводился через 15 мин после посадки образцов и закрывающего их сверху графитового тигля. Графики зависимости твердости от температуры и продолжительности нагрева показаны на рис. 1.

Кривые имеют максимумы твердости примерно при одной температуре – 950 °С. Рост твердости до максимума с повышением температуры аустенитизации обусловлен увеличением концентрации углерода в аустените, а после закалки – и в мартенсите.

Таблица 1

Химический состав изученного чугуна

Содержание элементов, мас. %								
C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Mo	P	S
1,38	0,44	0,85	13,0	0,034	0,14	1,01	0,023	0,019

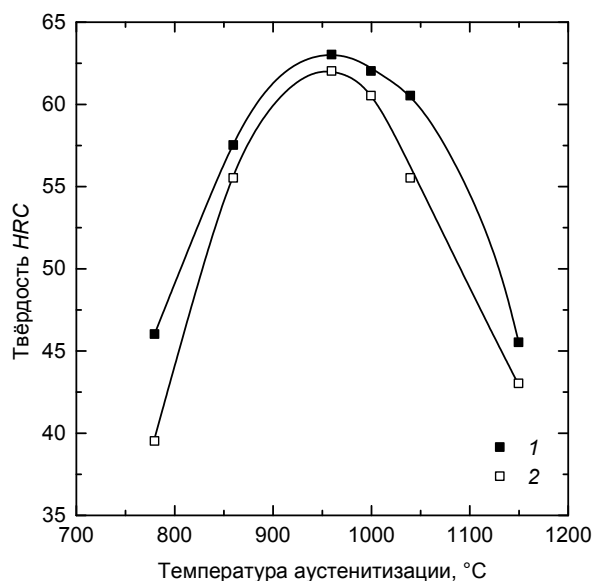


Рис. 1. Влияние температуры закалки на твердость сплава: 1 – после аустенитизации 60 мин, 2 – после аустенитизации 15 мин

Последующее понижение твердости правее максимума связано с увеличением количества остаточного аустенита из-за чрезмерного обогащения его углеродом при повышенных температурах аустенитизации [2, 3]. Отметим, что штамповая сталь X12M [3, 4] имеет состав почти такой же, как и исследуемый чугун, за исключением молибдена (0,5 % Mo в X12M и почти 1 % в исследуемом сплаве). Однако для стали X12M температура закалки на максимальную твердость составляет 1020 °C, тогда как в исследованном сплаве – 950 °C. Такое заметное различие в значительной степени вызвано повышенным содержанием мо-

либдена, который, концентрируясь в основном в твердом растворе, снижает мартенситную точку, а поэтому появление остаточного аустенита в литых образцах будет происходить при более низких содержаниях в γ -фазе углерода и хрома.

Как следует из кинетических диаграмм распада аустенита сталей X12 и X12M [4, 5], минимальный инкубационный период распада переохлажденного аустенита соответствует температуре 680–700 °C. Поэтому для количественной оценки критической скорости охлаждения γ -фазы были проведены эксперименты, в которых образцы после нагрева до 900 °C и выдержки 1 ч, были последовательно перенесены на 680 °C и выдержаны различное время (до 64 мин). После выдержки каждого образца его охлаждали в воде. Зависимость твердости от длительности выдержки показана на рис. 2.

Снижение твердости обусловлено распадом аустенита на феррито-карбидную смесь. Грубо можно считать, что при выдержке до 30 мин распад аустенита был несущественен. Отсюда критическую скорость закалки можно оценить в 5 °C/мин. Оказалось, что при столь низкой критической скорости закалки твердость исходных литых образцов составляет всего 35,6 HRC несмотря на относительно малый диаметр образцов и высокое содержание молибдена. Это дает основание предполагать, что в литом состоянии сплав содержит большое количество аустенита, сохранившегося в отливках вследствие подавления реакции выделения карбидов из γ -фазы в ходе охлаждения. При нагреве под закалку этот аустенит может сохраниться почти в неизменном виде и структурно присоединиться к аустениту, возникающему выше 820 °C из кристаллов мартенсита и карбидов, образовавшихся в ходе охлаждения. В таком случае

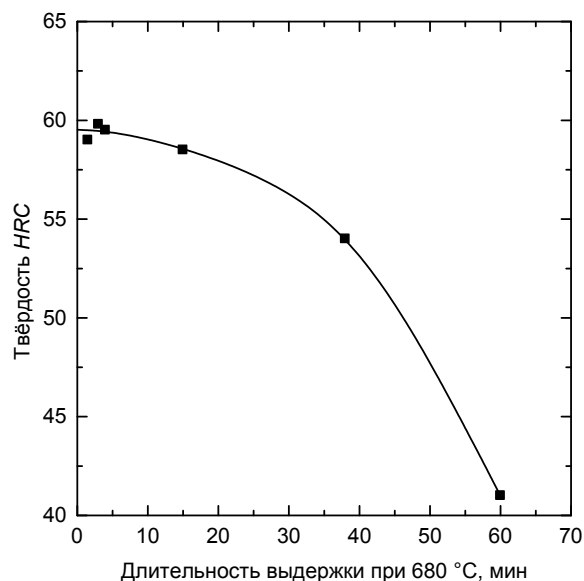


Рис. 2. Влияние длительности изотермической выдержки при 680 °C на твердость образцов после их переноса от 900 °C (выдержка 1 ч) на 680 °C и охлаждения в воде

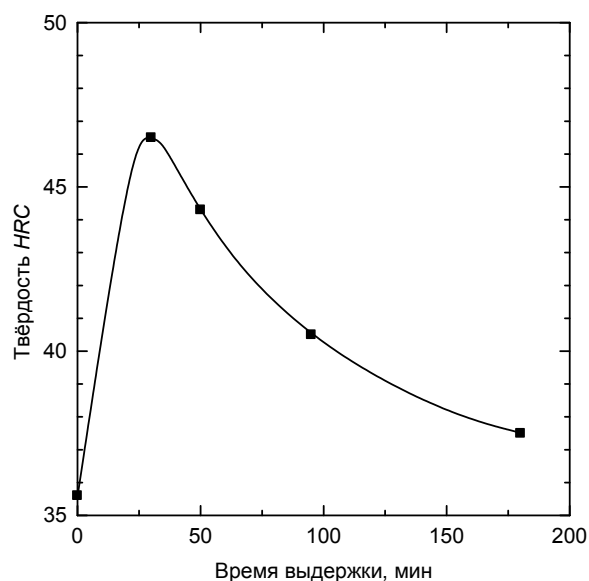


Рис. 3. Влияние длительности выдержки при 700 °C на твердость чугуна

при аустенитизации структурной перекристаллизации не будет, то есть зерно γ -фазы останется таким же, как и в литом состоянии, что может отрицательно повлиять на вязкость чугуна. Чтобы проверить это предположение, литые образцы были нагреты до 700 °С, выдержаны, а затем охлаждены в воде. Влияние длительности выдержки на твердость сплава показано на рис. 3.

Начальное увеличение твердости несомненно обусловлено вторичной закалкой. Дальнейшее снижение твердости обусловлено в том числе отпуском мартенсита при охлаждении литых заготовок. Следовательно, литые образцы действительно содержат большое количество остаточного аустенита.

Теперь становится понятным характер зависимости твердости от температуры закалки. Когда исходной литой структурой в основном является мартенсит, в ходе нагрева для аустенитизации происходит сначала отпуск мартенсита, а при достижении области $\gamma + K_2$ происходит $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение и растворение карбидов в аустените до ус-

тановления равновесия перед закалкой. В этом варианте максимум твердости по нашим расчетам действительно будет находиться в районе 1030 °С. В том же случае, когда из-за быстрого охлаждения расплава либо высокого содержания молибдена или марганца в литом состоянии сохраняется много остаточного аустенита, он при аустенитизации нагревается фактически без распада и только вблизи температуры закалки происходит не растворение, а наоборот, выделение карбидных частиц из аустенита. По мнению авторов, твердость сплава определяется двумя факторами: концентрацией углерода в аустените (мартенсите) и наличием дисперсных частиц карбидов. В этой ситуации максимум твердости будет смещен в область более низких температур (950 °С), где коагуляция карбидов происходит медленно.

Установление характера превращений в исследованном сплаве позволило предложить и опробовать несколько вариантов обработки, представленных на рис. 4.

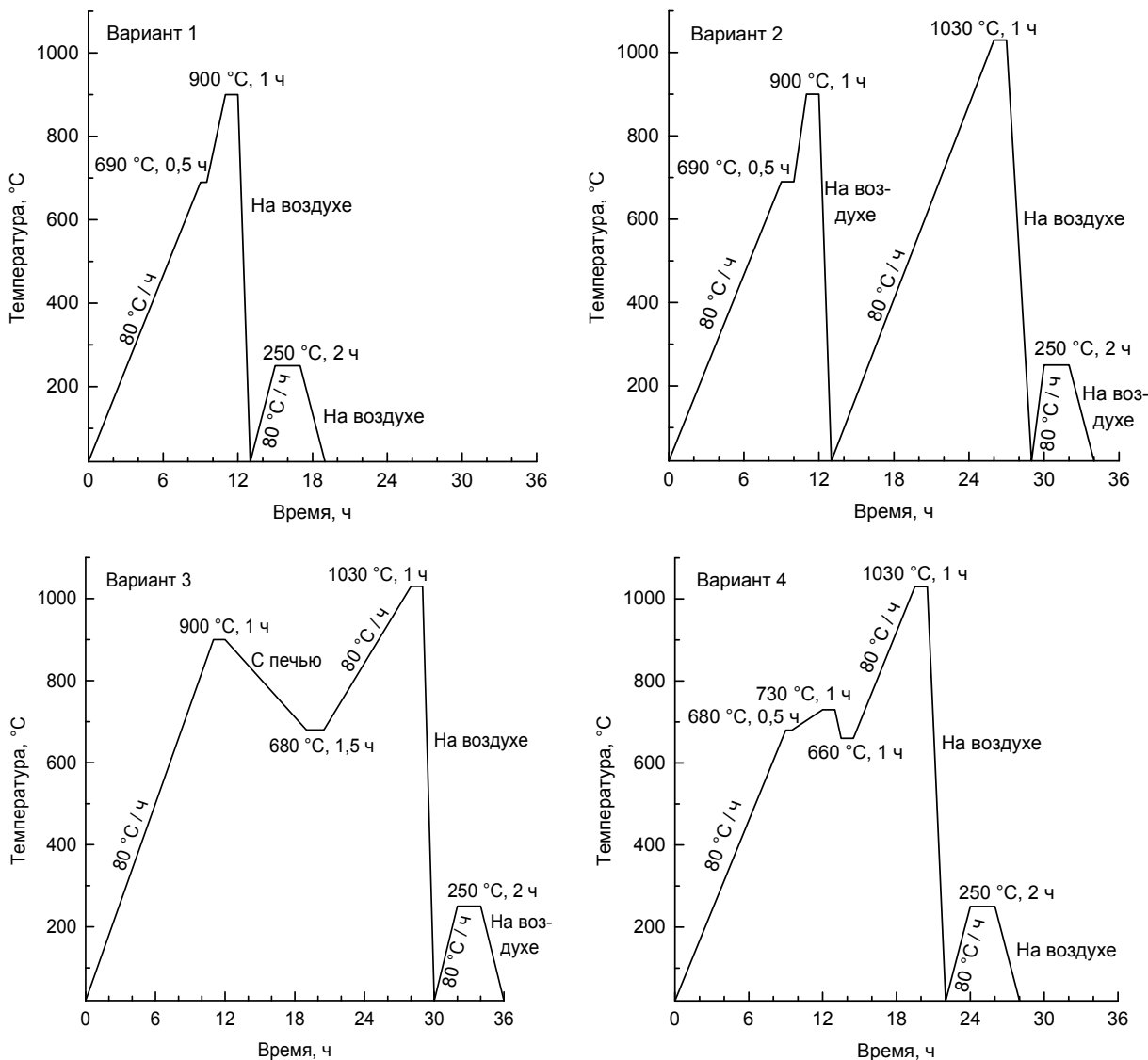


Рис. 4. Варианты термической обработки отливок из хромистого чугуна

Сопоставление твердости и энергии разрушения образцов, термообработанных по вышеописанным режимам

Варианты термической обработки	Твердость HRC	Ударная вязкость, Дж/см ²
Литое состояние	39	3,6
Режим 1	53	0,9
Режим 2	57	5,1
Режим 3	56,6	4,9
Режим 4	56,5	5,3

В первом варианте предполагается закалка на максимальную твердость (см. рис. 1). Однако структурной перекристаллизации в этом режиме ожидать нельзя. Судя по данным [4], для стали X12M низкотемпературный отпуск в интервале 150–400 °С приводит к непрерывному повышению ударной вязкости. Однако отпуск выше 250 °С создает чрезмерное (ниже 60 HRC) понижение твердости. Поэтому во всех предлагаемых вариантах окончательной операцией является отпуск при 250 °С.

Второй вариант отличается от первого тем, что после аустенитизации на 900 °С проводится закалка на воздухе, сопровождающаяся $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением, и повторная аустенитизация, в ходе которой происходит перекристаллизация, и окончательная закалка на воздухе от 1030 °С.

В третьем варианте также проводится нагрев на 900 °С, но перекристаллизация проходит после охлаждения γ -фазы до 680 °С и выдержки 1,5 ч. При дальнейшем нагреве до 1030 °С происходит образование γ -фазы из α -фазы и карбидов, возникших при выдержке при 680 °С. Окончательная закалка проводится от 1030 °С на воздухе.

В четвертом варианте вместо изотермического отжига на 680 °С проводится колебательный отжиг: 680 °С → 730 °С → 660 °С, с последующей закалкой от 1030 °С и отпуском.

В табл. 2 представлены результаты измерения твердости и энергии разрушения образцов, обработанных по описанным выше режимам термической обработки.

К сожалению, как позднее выяснилось, фактическая температура в использованной для обработки по режиму 3 печи составляла не 680, а 645 °С, поэтому в ходе отжига твердость не изменилась, так как распад аустенита не происходил. Ударная вязкость оказалась почти такой же, как после режима 1. Повторное проведение термической обработки точно по режиму 3 привело к увеличению ударной вязкости до 4,9 Дж/см². Вследствие прохождения перекристаллизации аустенита режимы 2, 3 и 4 дают приблизительно одинаковые

ударную вязкость и твердость. Но по затратам времени, а значит, тепловой энергии, режимы 3 и 4 являются более экономичными, и именно их можно рекомендовать для термической обработки литых изделий.

Выводы

1. Литая структура из за высокого содержания молибдена в сплаве и быстрого охлаждения отливок и образцов оказалась преимущественно аустенитной. Ее нагрев в область стабильного аустенита (+ карбиды К₂) не сопровождается перекристаллизацией. Поэтому простая закалка от 900 °С или 1030 °С не является эффективной для повышения ударной вязкости операцией термообработки.

2. Проведение структурной перекристаллизации перед окончательной закалкой данного сплава позволяет значительно повысить его ударную вязкость.

3. Обеспечить перекристаллизацию аустенита можно двумя способами:

а) предварительной закалкой на мартенсит с последующей аустенитизацией;

б) распадом γ -фазы при выдержке в температурном интервале 680–720 °С, где расположен «нос» С-образной диаграммы превращения аустенита в карбидно-перлитную структуру.

Литература

1. Цыпин, И.И. Белые износостойкие чугуны: Структура и свойства / И.И. Цыпин. – М.: Металлургия, 1983. – 176 с.
2. Металловедение, физика и механика применительно к процессу обработки графитированных материалов. Структура и износостойкость инструментов / А.Н. Емельюшин, Д.А. Мирзаев, Н.М. Мирзаева и др. – Магнитогорск: Изд-во МГТУ, 2002. – 200 с.
3. Геллер, Ю.А. Инструментальные стали / Ю.А. Геллер. – М.: Металлургия, 1968. – С. 287–292.
4. Артингер, И. Инструментальные стали и их термическая обработка: справ. / И. Артингер. – М.: Металлургия, 1982. – 312 с.

Мирзаев Джалал Аминович, доктор физико-математических наук, профессор кафедры физического металловедения и физики твердого тела, Южно-Уральский государственный университет. 454080, г. Челябинск, пр. Ленина, 76. E-mail: mirzayev@physmet.susu.ac.ru.

Корягин Юрий Дмитриевич, доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой физического металловедения и физики твердого тела, Южно-Уральский государственный университет. 454080, г. Челябинск, пр. Ленина, 76. E-mail: main@physmet.susu.ac.ru.

Куликов Андрей Анатольевич, главный металлург, ЗАО «Технология-М». 454084, г. Челябинск, пр. Победы, 160, офис 249. Тел.: (351)2398059. E-mail: kulikov69@list.ru.

Созыкина Анна Сергеевна, ассистент кафедры физического металловедения и физики твердого тела, Южно-Уральский государственный университет. 454080, г. Челябинск, пр. Ленина, 76. E-mail: main@physmet.susu.ac.ru.

Bulletin of the South Ural State University
Series "Metallurgy"
2013, vol. 13, no. 2, pp. 111–115

HEAT TREATMENT OF CASTINGS FROM WHITE WEAR-RESISTANT CAST IRON

D.A. Mirzaev, South Ural State University, Chelyabinsk, Russian Federation,
mirzayev@physmet.susu.ac.ru,

Yu.D. Koryagin, South Ural State University, Chelyabinsk, Russian Federation,
main@physmet.susu.ac.ru,

A.A. Kulikov, South Ural State University, Chelyabinsk, Russian Federation,
kulikov69@list.ru

A.S. Sozykina, South Ural State University, Chelyabinsk, Russian Federation,
main@physmet.susu.ac.ru

A high-chromium cast iron used for making wear-resistant parts is investigated. Optimum time-temperature parameters of heat treatment of castings are established that provide high wear resistance combined with sufficient toughness.

Keywords: chromium cast iron, austenitization temperature, hardness, quench hardening, isothermal holding, impact toughness.

References

1. Tsypin I.I. *Belye iznosostoykie chuguny: Struktura i svoystva* [White Wear-Resistant Cast Irons: Structure and Properties]. Moscow, Metallurgiya, 1983. 176 p.

2. Emelyushin A.N., Mirzaev D.A., Mirzaeva N.M., Petrochenko E.V., Koptseva N.V. *Metallovedenie, fizika i mekhanika primenitel'no k protsessu obrabotki grafitirovannykh materialov. Struktura i iznosostoykost' instrumentov* [Metal Science, Physics and Mechanics Applied to the Process of Working of Graphitized Materials. Structure and Wear Resistance of Tools]. Magnitogorsk, MGTU Publ., 2002. 200 p.

3. Geller Yu.A. *Instrumental'nye stali* [Tool Steels]. Moscow, Metallurgiya, 1968. 568 p.

4. Artinger I. *Szerszámacélok és hőkezelésü*. Budapest, Műszaki Könyvkiadó, 1978. 271 p. (Russ. ed.: Artinger I. *Instrumental'nye stali i ikh termicheskaya obrabotka* [Tool Steels and Their Heat Treatment]. Moscow, Metallurgiya, 1982. 312 p.)

Поступила в редакцию 31 августа 2013 г.