

**ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА ОТЖИГА НА МИКРОСТРУКТУРУ
И ТВЕРДОСТЬ ВЫСОКОХРОМИСТЫХ ЧУГУНОВ С ПОВЫШЕННЫМ
СОДЕРЖАНИЕМ АУСТЕНИТООБРАЗУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ**

Ю. Г. Чабак, асп.

ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет»

Постановка проблемы. Белые высокохромистые чугуны (БВЧ) широко применяются для получения износостойкого литья. Они обладают пониженной технологичностью, в том числе плохой обрабатываемостью резанием. Это затрудняет, а в ряде случаев делает невозможным получение из высокохромистых чугунов фасонных деталей, что значительно сужает область применения указанных сплавов.

Анализ последних исследований и публикаций. Основной причиной неудовлетворительной обрабатываемости резанием белых чугунов является наличие в их структуре большого количества карбидов. Особенно плохо режутся чугуны с карбидами Me_3C , образующими замкнутый каркас из участков ледебуритных колоний; гораздо лучше обрабатываются БВЧ с карбидами Me_7C_3 и $Me_{23}C_6$, поскольку эти карбиды разделены участками матрицы и не формируют сплошной карбидный каркас [1, 2]. Важным фактором обрабатываемости резанием является структурное состояние металлической матрицы. Максимальная скорость резания БВЧ обеспечивается при ферритной основе или в случае наличия феррито-карбидной смеси с зернистыми карбидами [3, 4]. Присутствие в структуре мягкой фазы – аустенита – резко ухудшает обрабатываемость резанием в связи с его склонностью к упрочнению при деформации и высокой вязкостью, затрудняющей формирование мелкой сыпучей стружки. Проблема аустенита особенно актуальна для БВЧ, легированных Mn, Ni, Cu; содержание аустенита в таких чугунах может достигать 100 %.

С целью повышения обрабатываемости резанием отливки из БВЧ подвергают отжигу с нагревом до температур выделения вторичных карбидов [5-7]. Эта термообработка дает хорошие результаты для чугунов с малым содержанием Mn, Ni, Cu. В то же время отсутствуют данные о целесообразности ее использования для БВЧ с повышенной (3-5 %) концентрацией Mn, Ni, Cu.

Цель работы: апробация стандартной схемы смягчающей термической обработки применительно к БВЧ с повышенным содержанием аустенитообразующих элементов.

Материал и методики исследований. Исследовали БВЧ, химический состав которых приведен в табл. 1. Чугуны выплавляли в 25-кг индукционной лабораторной печи и разливали в песчаные формы с получением стрежней сечением 25x25x150 мм. Образцы изготавливали абразивной резкой на станке производства «АТМ» с последующей шлифовкой. Термическая обработка производилась в лабораторной печи типа СНОЛ. Отжиг проводили по схеме: нагрев до заданной температуры, выдержка, охлаждение с пенью по ступенчатым режимам со средней скоростью остывания 20, 40, 70 и 150 °С/ч. Микроструктуру исследовали с помощью микроскопа «Axiovert 40 MAT» при увеличении до 1000

раз. Твердость определяли по методу Роквелла по шкале «С».

Таблица 1

Химический состав исследованных чугунов

Чугун №	Содержание, мас. %							
	C	Cr	Si	Mn	Ni	Mo	V	Ti
1	2,70	14,45	0,55	2,20	0,93	0,39	0,38	0,11
2	2,70	13,70	1,30	4,05	-	-		
3	2,56	17,51	0,90	5,67	-	-		
4	2,46	20,10	1,19	5,87	-	-		

Результаты и их обсуждение. Все исследованные чугуны имели доэвтектическую структуру, состоящую в литом состоянии из дендритов аустенита и эвтектики на базе карбида Me_7C_3 ; твердость - 45-46 HRC. Температура аустенитизации при отжиге составляла 950 °С, что соответствовало минимальной устойчивости аустенита в области выделения вторичных карбидов; выдержка – 2 ч. График режимов охлаждения приведены на рисунке 1.

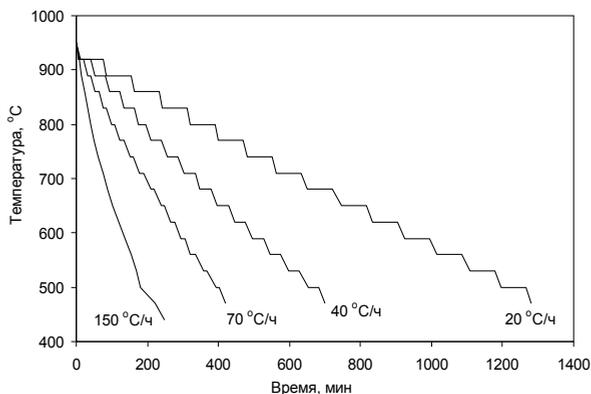


Рис.1. График режимов охлаждения при отжиге литых образцов исследуемых чугунов

Как следует из рисунка 2, в результате охлаждения образцов от 950 °С со скоростью 150 °С/ч произошло увеличение твердости во всех исследованных сплавах в сравнении с литым состоянием. Как показал микроструктурный анализ, это связано с выделением вторичных карбидов, а также с мартенситным превращением в участках, обедненных по углероду (рис.3, а, в). Ожидаемый распад аустенита по перлитному механизму не наблюдался.

При снижении скорости охлаждения до 40 °С/ч включительно было отмечено незначительное уменьшение твердости, связанное с появлением некоторого количества троостита в структуре. При охлаждении со скоростью 20 °С/ч твердость составила 57, 56, и 55 HRC для чугунов № 1, 3 и 4 соответственно. Минимальная твердость после отжига наблюдалась в чугуне

№ 2 (46 HRC), что было вызвано присутствием в его структуре значительной доли троостита (рис.3, б).

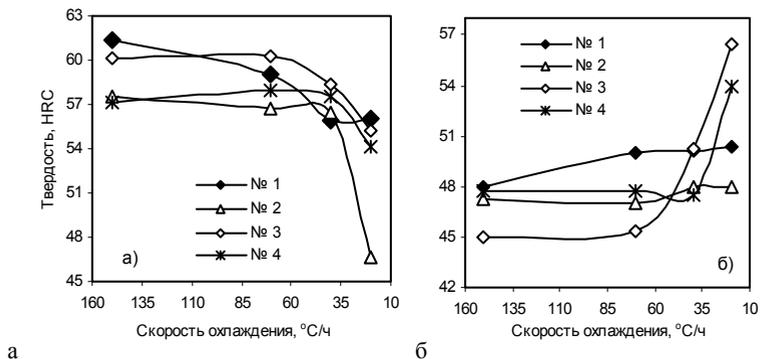


Рис.2. Влияние скорости охлаждения от 950 °C (а) и 750 °C (б) на твердость исследованных чугунов

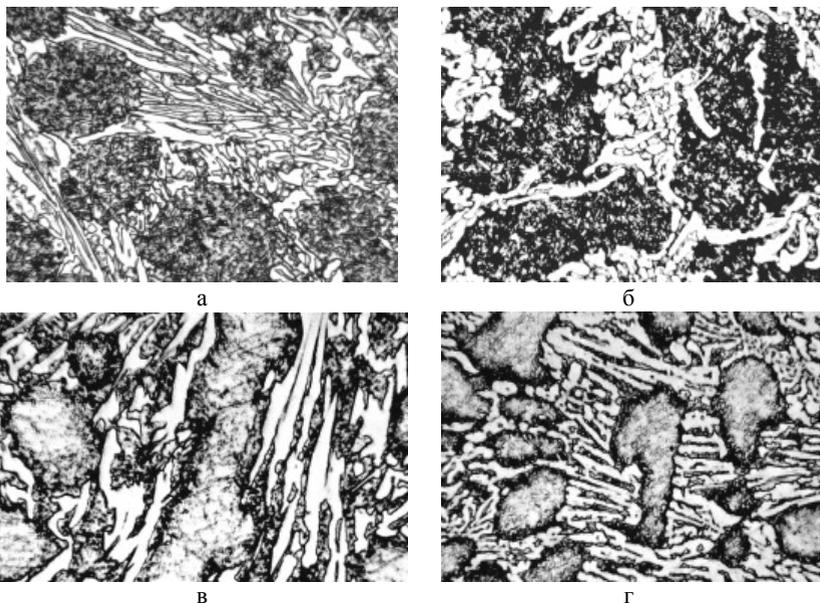


Рис.3. Микроструктура чугунов № 2 (а,б) и 4 (в, г) после охлаждения от 950 °C со скоростью 150 °C/ч (а, в) и 20 °C/ч (б, г)

Полученные результаты (высокая твердость) являются неудовлетворительными с точки зрения решения проблемы пониженной

обрабатываемости резанием БВЧ. Причиной высокой твердости, предположительно, явилось появление в структуре чугунов большого количества дисперсных вторичных карбидов.

В связи с этим была выбрана другая схема отжига, с аустенитизацией при температуре (750 °С), при которой не происходит выделение вторичных карбидов; выдержка составила 0,5 ч, охлаждение выполняли со скоростями, аналогичными первому варианту отжига. Из рис. 2, б видно, что при максимальной скорости охлаждения в чугунах № 1, 2, 4 было отмечено незначительное (на 2-3 HRC) повышение твердости относительно литого состояния, связанное с началом формирования перлитной структуры; при этом в чугуне № 3 твердость и микроструктура практически не изменились. Замедление охлаждения до 40 °С/ч не вызвало существенных изменений в твердости чугунов № 2, 4 в связи вялой кинетикой перлитного превращения. В то же время в чугуне № 1 твердость повысилась на 2 HRC, а в чугуне № 3 – на 5 HRC. Как показал анализ микроструктуры, эти изменения были связаны с повышением доли троостита в чугуне № 1 и с выделением вторичных карбидов в чугуне № 3 (рис.4). При охлаждении со скоростью 20 °С/ч в чугунах № 1 и 2 твердость повысилась до 50 и 48 HRC соответственно, в чугуне № 3 - до 56,5 HRC, что обусловлено более полным выделением вторичных карбидов. В сплаве № 4 твердость резко повысилась до 54,5 HRC, что было связано с появлением вторичных карбидов в этом чугуне.

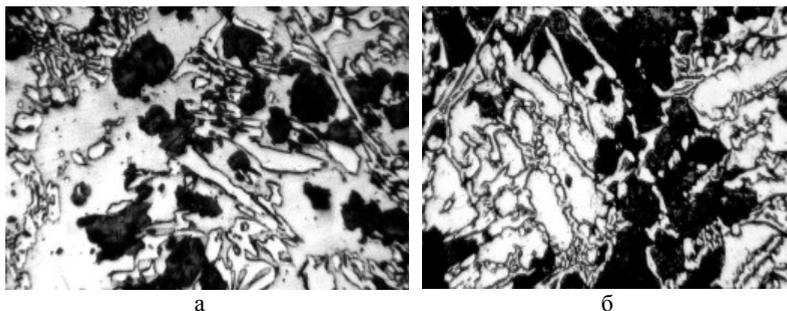


Рис.4. Микроструктура чугуна № 1 после охлаждения от 750 °С со скоростью 150 °С/ч (а) и 20 °С/ч (б)

Таким образом, при охлаждении от 950 °С перлитное превращение в исследованных чугунах оказывается сильно заторможенным; при охлаждении от 750 °С оно развивается несколько интенсивнее, а в некоторых сплавах параллельно с этим протекает выделение вторичных карбидов, вызывающее эффект твердения. В то же время, не происходит формирования феррито-карбидной структуры матрицы, обеспечивающей приемлемую скорость резания БВЧ.

Полученные высокие значения твердости и достигнутое состояние матрицы (мартенсит, остаточный аустенит, троостит) свидетельствуют о том, что примененные традиционные режимы отжига не могут быть рекомендованы

для улучшения обрабатываемости резанием БВЧ, содержащих повышенное количество Mn, Ni, Cu. Это требует дальнейшего изучения возможности повышения этого свойства за счет разработки новых нестандартных схем предварительной термической обработки.

Выводы

1. Отжиг БВЧ с нагревом 950 °С и скоростями охлаждения от 150 до 20 °С/ч приводит к формированию мартенситно-аустенитно-трооститной структуры матрицы, что вызывает повышение твердости чугунов от 45-46 (в литом состоянии) до 54-61 HRC. Это предположительно связано с выделением вторичных карбидов при температуре аустенитизации и заторможенностью перлитного превращения аустенита в области подкритических температур.

2. При отжиге от 750 °С перлитное превращение идет несколько интенсивнее, в результате чего в чугунах возникает аустенитно-трооститная структура, обеспечивающая твердость 47-50 HRC. В чугунах, содержащих 5 % Mn, параллельно с образованием троостита происходит выделение вторичных карбидов, сопровождаемое ростом твердости до 54-57 HRC.

3. Опробованные режимы отжига не могут быть рекомендованы для повышения обрабатываемости резанием БВЧ с повышенным содержанием аустенитообразующих элементов, поскольку ни один из них не приводит к формированию феррито-карбидной структуры металлической матрицы.

Список использованных источников

1. Цыпин И.И. Белые износостойкие чугуны. – Москва: Металлургия, 1983. – 176 с.
2. Гарбер М.Е. Отливки из белых износостойких чугунов. – Москва: Машиностроение, 1972. – 111 с.
3. Жуков А.А. Износостойкие отливки из комплексно-легированных белых чугунов / А.А. Жуков, Г.И. Сильман, М.С. Фрольцов. – Москва: Машиностроение, 1984. – 104 с.
4. Шерман А.Д. Чугун: Справ. изд. / Под. ред. А.Д. Шермана и А.А. Жукова. Москва: Металлургия, 1991. – 576 с.
5. Беркун М.Н. Влияние термической обработки на свойства высокохромистого чугуна / М.Н. Беркун, И.П. Волчок, И.В. Живица, В.И. Топал // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1971. - № 1. – С. 64-66.
6. Sawamoto A. Influence of Heat Treatment on Machinability of High Chromium Cast Iron / A. Sawamoto, M. Kuwano, T. Fijita // Chuzo kogaku. – 1996. - №8. – P. 650-656.
7. Комаров О.С. Высокохромистый чугун как материал для быстроизнашиваемых деталей машин / О.С. Комаров, Н.И. Урбанович, Д.О. Комаров, В.И. Волосатиков, Г.Ф. Лившиц // Литейное производство. - 2008. - №2.-С.2-4.