

**ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ ЧУГУНА  
ЧХ16М2 ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ**

**Ю. Г. Чабак, асп., В. Г. Ефременко, д. т. н., проф.,  
Ю. Я. Салимовская, студ.**

*ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет»*

Белые чугуны, содержащие 12-25 % хрома, относятся к износостойким материалам триботехнического назначения, широко применяемым в горнодобывающей, металлургической и машиностроительной отраслях промышленности [1]. В литом состоянии в их структуре, помимо аустенитно-карбидной эвтектики, может присутствовать в различном соотношении первичный (первородный) аустенит и троостит [1-3]. При нагреве до температур выше точки  $A_1$  из первичного, термодинамически нестабильного, аустенита происходит выделение вторичных карбидов, различных по морфологии, стехиометрии, форме и размеру. В результате этого в  $\gamma$ -фазе образуются участки, обедненные углеродом и карбидообразующими элементами, которые при последующем охлаждении превращаются в мартенсит. Процесс выделения вторичных карбидов из аустенита в зарубежной литературе получил название «дестабилизация» [4]. Исследованию влияния дестабилизирующей термической обработки на свойства высокохромистых чугунов посвящено большое количество работ, однако кинетика выделения вторичных карбидов при дестабилизации чугунов различного состава остается недостаточно изученной.

Термическую обработку высокохромистых чугунов при субкритических температурах (300-700 °С) обычно проводят с целью разложения аустенита для получения бейнитной структуры [5], либо повышения обрабатываемости резанием [1, 6]. Как правило, в работах приводятся данные о превращении аустенита с предварительным дестабилизирующим нагревом. В тоже время, вопрос о кинетике распада первичного аустенита в перлитной и промежуточной областях остается открытым, особенно для чугунов, содержащих повышенное количество аустенитообразующих элементов. Целью данной работы являлось изучение кинетики фазово-структурного изменения литой структуры высокохромистого белого чугуна в высокотемпературной области (при дестабилизации), а также при температурах ниже критической точки  $A_1$ .

Исследовали чугун ЧХ16М2 (ГОСТ 7769) промышленной выплавки, содержащий 2,93 % С, 2,20 % Si, 14,20 % Cr, 3,08 % Mn, 0,90 % Mo, 0,79 % Cu. Использовали элементы литниковой системы толщиной 12-15 мм, из которых абразивной резкой изготавливали образцы размером 3x10x10 (мм). Дестабилизацию проводили при температурах 800, 850, 900, 950, 1000, 1050 °С с выдержкой до 4 ч. С целью изучения кинетики распада первичного аустенита в перлитной и бейнитной областях литые образцы подвергали выдержке при 350-700 °С длительностью до 13 ч. Микроструктуру высокохромистых чугунов исследовали с помощью микроскопа «Axiovert 40 MAT» при увеличении до 1000 раз. Степень распада аустенита оценивали по изменению твердости и металлографическим методом по площади, занимаемой продуктами  $\gamma \rightarrow \alpha$  пре-

вращения.

Как показали металлографические исследования, исследованный чугун имел структурные признаки как доэвтектического, так и заэвтектического чугуна. С одной стороны, в структуре присутствовали дендритные участки, свободные от эвтектических колоний. Эвтектические колонии имели вид, характерный для эвтектики на базе карбида хрома  $Me_7C_3$ : вытянутые стержни, разделенные аустенитными прослойками. Также отмечалось наличие крупных первичных карбидов хрома («карандашной» формы). Металлическая матрица чугуна в литом состоянии состояла из аустенита, следов троостита выявлено не было. В то же время слабая магнитность образцов указывала на наличие в структуре некоторой доли  $\alpha$ -фазы, залегающей в виде темной оторочки вдоль границ эвтектических и первичных карбидов.

Первородный аустенит чугуна дестабилизировали длительным нагревом при 800-1050 °С. В результате изотермической выдержки при указанных температурах в литом чугуне произошло выделение значительного количества вторичных карбидов как в дендритных областях, так и аустенитных прослойках внутри эвтектики. Развитие распада аустенита с образованием вторичных карбидов сопровождалось ростом магнитности и твердости образцов, что указывало на нарастание количества мартенсита, образующегося при охлаждении образцов с температуры дестабилизации. Было установлено, что выделение вторичных карбидов начинается на границе дендритов с эвтектическими и первичными карбидами, в результате чего вокруг карбидов формируется своеобразный темный контур. Далее процесс распространялся в направлении к центру дендритных участков, охватывая всю дендритную область.

По полученным данным были построены кривые зависимости твердости чугуна от длительности выдержки при дестабилизации (рис. 1). Твердость чугуна в литом состоянии составляла 45 HRC. Анализ данных кривых показал, что при 950 °С выделение вторичных карбидов начинается уже после 10 с выдержки и длится в течение последующих 80 мин, в результате чего твердость возрастает до 59 HRC. По мере снижения температуры дестабилизации от 950 °С до 800 °С инкубационный период увеличивается до 40 мин, а максимальная твердость после выдержки снижается до 52 HRC. Повышение температуры относительно 950 °С также приводит к увеличению инкубационного периода: при 1000 °С первые признаки распада фиксируются после 20 с, а при 1050 °С – после 5 мин выдержки. Максимальная твердость, достигаемая выдержкой при 1000-1050 °С, составляет 57 HRC.

Как следует из рис. 1, после 1,5 ч дестабилизации рост твердости образцов сменяется ее снижением. Наиболее сильно (на 3-4 HRC) твердость падает в образцах, дестабилизированных при 800-850 °С; это связано с тем, что данные температуры лежат ниже точки  $A_1$ , и в процессе выдержки, наряду с выделением карбидов, происходит превращение аустенита в троостит, что уменьшает количество образующегося мартенсита. При 1000-1050 °С падение твердости на 1-2 HRC связано с коагуляцией вторичных карбидов.

Приняв, что прирост твердости коррелирует со степенью завершенности распада первородного аустенита, построили кинетические кривые выделения вторичных карбидов, по которым затем была построена изотермическая «С»-

диаграмма распада аустенита с максимумом в районе  $\sim 950$  °С (рис. 2). Положение линии окончания распада для 800-850 °С не было установлено, поскольку при этих температурах выделение карбидов шло параллельно с эвтектидным превращением, что повлияло на характер изменения твердости образцов.

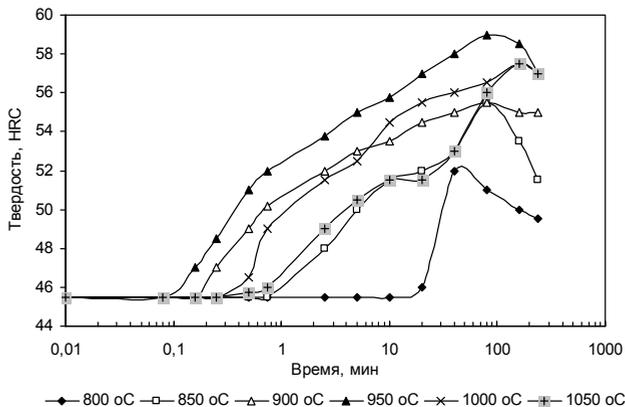


Рис. 1. Изменение твердости литого чугуна ЧХ16М2 при дестабилизации.

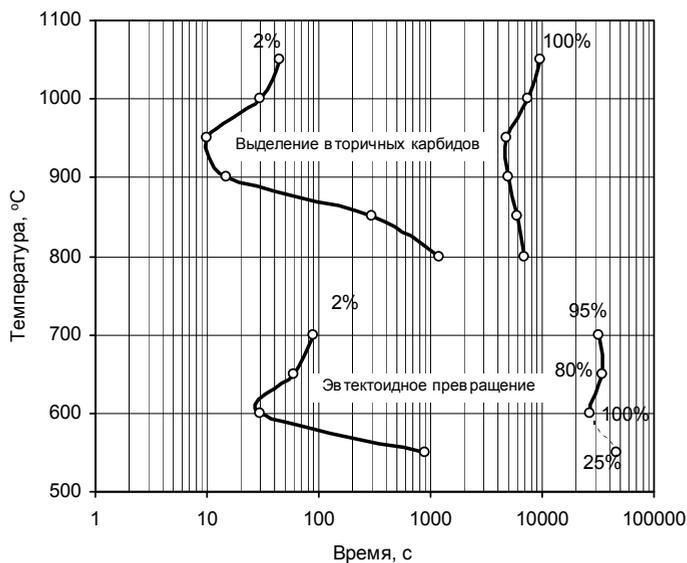


Рис. 2. Диаграмма выделения вторичных карбидов и эвтектидного превращения первородного аустенита в чугуне ЧХ16М2.

Результаты исследований превращения первородного аустенита в суб-

критической области температур (300-700 °С) также представлены на рис. 2. Анализ данных показал, что максимальная скорость превращения первичного аустенита соответствует температуре 600 °С. Эвтектоидное превращение начинается уже после 30 с выдержки, и заканчивается после 7,5 ч выдержки; первые участки тонкопластинчатого троостита (темного цвета) фиксируются в областях, непосредственно прилегающих к эвтектическим карбидам, а также внутри эвтектических колоний. С увеличением времени выдержки превращение охватывает дальние от карбидов участки аустенита. После завершения превращения матричные участки приобретают однородный темный цвет.

При понижении температуры выдержки до 550 °С и при ее повышении до 650 °С и 700 °С инкубационный период увеличивается до 15 мин, 1,0 и 1,5 мин соответственно. При всех температурах в интервале 350-700 °С выделения вторичных карбидов обнаружено не было.

Эвтектоидное превращение первородного аустенита при 700 °С практически завершается после 9 ч выдержки (95 %). При 650 °С количество троостита нарастает плавно до 85 % (9 ч выдержки), после чего затормаживается; дальнейшее повышение времени выдержки до 13 ч не приводит к завершению превращения. При 550 °С  $\gamma \rightarrow \alpha$  реакция протекает очень вяло: за 13 ч выдержки количество превращенного аустенита не превысило 25 %. Следует отметить определенную скачкообразность эвтектоидного превращения, характерную для выдержки при 550 °С и 700 °С. При 550 °С имела место приостановка превращения между 7,5 ч и 9 ч выдержки (на 15 %), а при 700 °С эта приостановка была зафиксирована между 1 ч и 3 ч выдержки (на 17 %).

Дальнейшее снижение температуры изотермической выдержки не привело к изменению структурного состояния литой структуры чугуна: в интервале температур 300-500 °С бейнитное превращение в течение 13 ч выдержки зафиксировано не было.

Как видно из полученных результатов, первородный аустенит в чугуне ЧХ16М2 претерпевает распад в двух температурных областях: выше и ниже критической точки  $A_1$ . При 800-1050 °С идет выделение вторичных карбидов, а в области субкритических температур – формирование тонкопластинчатого эвтектоида. В обеих областях кинетика распада описывается «С»-образными кривыми с минимальной устойчивостью аустенита при 950 °С и 600 °С соответственно. Распад аустенита с выделением дисперсных карбидов завершается, в целом, за 1,5 ч выдержки, т.е. протекает в 5 раз быстрее, чем эвтектоидное превращение при 600 °С. Рациональная продолжительность высокотемпературного нагрева определяется достижением максимальной твердости: выдержка свыше 1,5 ч приводит к снижению твердости дестабилизированного чугуна.

Особенностью чугуна ЧХ16М2 является полная заторможенность бейнитного превращения, что связано с комплексным легированием сплава сильными карбидообразующими и аустенитообразующими элементами [1]. Превращение аустенита в троостит в чугуне ЧХ16М2 протекает при определенных температурах неравномерно: после образования некоторой доли эвтектоида следует пауза, в течение которой структура не претерпевает изменений. Такая

особенность кинетики объясняется неоднородностью распределения легирующих элементов в объеме отливки. Превращение в обедненных участках аустенита протекает достаточно быстро, для распада обогащенных зон требуются более длительные выдержки. Температурный интервал задержек превращения зависит от соотношения термодинамического и кинетического факторов, имеющих, как известно, разнонаправленное действие на скорость полиморфного превращения при температурах ниже точки  $A_1$ . Полученные результаты могут быть использованы при выборе технологии термической обработки отливок из чугуна ЧХ16М2: как упрочняющей, с получением мартенситно-аустенитной структуры, так и смягчающей, свободной от указанных фаз.

### Выводы

1. Дестабилизация литого чугуна ЧХ16М2 при 800-1050 °С сопровождается выделением из первородного аустенита вторичных карбидов, количество которых зависит от температуры и продолжительности выдержки. С максимальной скоростью дестабилизация идет при 950 °С, в результате чего твердость чугуна повышается с 45 до 59 HRC.

2. Кинетика фазово-структурной трансформации первородного аустенита в чугуне ЧХ16М2 при нагреве описывается двумя «С»-образными кривыми с областями минимальной устойчивости при 950 °С и 600 °С соответственно. Распад аустенита с образованием вторичных карбидов протекает быстрее эвтектоидной реакции и завершается, в целом, через 1,5 ч выдержки.

3. Эвтектоидное превращение аустенита в чугуне ЧХ16М2 при 550-700 °С идет неравномерно с полным торможением распада в областях, обогащенных легирующими элементами. Бейнитное превращение в чугуне при 500-350 °С не фиксируется в течение 13 ч выдержки.

### Использованная литература

1. Цыпин И.И. Белые износостойкие чугуны. – Москва: Металлургия, 1983. – 176 с.

2. Жуков А.А. Износостойкие отливки из комплексно-легированных белых чугунов / А.А. Жуков, Г.И. Сильман, М.С. Фрольцов. – Москва: Машиностроение, 1984. – 104 с.

3. Рожкова Е.В. Влияние углерода на превращение аустенита белых хромистых чугунов / Е.В. Рожкова, М.Е. Гарбер, И.И. Цыпин // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 1977. - № 4. – С. 21-24.

4. Bedolla-Jacuinde A. Kinetics of Secondary Carbide Precipitation in a High-Chromium White Iron / A. Bedolla-Jacuinde, L. Arias, B. Hernandez // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2003. - № 12 (4). – P. 371-382.

5. Куцова В.З. Влияние изотермической закалки на формирование тонкой структуры и фазовый состав высокохромистых чугунов / В.З. Куцова, А.В. Кравченко, М.А. Ковзель // *Металлознавство та термічна обробка металів*. – 2008. - № 4. – С. 5-15.

6. Karantzalis A.E. Microstructural Modifications of As-cast High Chromium White Iron by Heat Treatment / A.E. Karantzalis, A. Lekatou, H. Mavros // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2009. - № 18 (2). – P.174-181.