

Ю. Г. ЧАБАК, В. Г. ЕФРЕМЕНКО, Р. Р. СТАНИШЕВСКИЙ (Приазовский государственный технический университет, Мариуполь)

СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В КОМПЛЕКСНОЛЕГИРОВАННОМ БЕЛОМ ЧУГУНЕ ПРИ ДЕСТАБИЛИЗИРУЮЩЕМ НАГРЕВЕ

Наведено дані щодо кінетики виділення дисперсних карбідів і твердості високохромистого білого чавуну в процесі дестабілізуючої термічної обробки.

Ключові слова: чавун, аустеніт, дестабілізація, дифузія, вторинні карбіди, твердість

Приведены данные относительно кинетики выделения дисперсных карбидов и твердости высокохромистого белого чугуна в процессе дестабилизирующей термической обработки

Ключевые слова: чугун, аустенит, дестабилизация, диффузия, вторичные карбиды, твердость

The data concerning the kinetics of secondary carbides precipitation and hardness of high-chromium white cast iron during destabilization are presented.

Keywords: cast iron, austenite, destabilization, diffusion, secondary carbides, hardness

Белые чугуны с высоким содержанием хрома широко применяются для изготовления быстоизнашиваемых деталей и рабочих органов, которые эксплуатируются в условиях интенсивного абразивного, абразивно-коррозионного, эрозийного изнашивания [1 – 3]. При легировании чугунов марганцем, никелем, молибденом в литой структуре чугунов сохраняется до 100 % аустенита, кристаллизующегося из жидкости, который называют первичным (первородным) [4]. Первичный аустенит пересыщен углеродом и карбидообразующими элементами, а поэтому находится в термодинамически неустойчивом состоянии. При нагреве до определенных температур из аустенита происходит выделение дисперсных вторичных карбидов, что влияет на положение мартенситной точки и соотношение фаз в металлической матрице после охлаждения от температуры выдержки. Такая термическая обработка чугуна в зарубежной литературе называется дестабилизацией (destabilization) [5, 6]. Влияние дестабилизирующей термической обработки на микроструктуру и свойства высокохромистых чугунов, легированных комплексом Mn-Ni-Mo, изучено в недостаточной степени.

Целью данной работы являлось определения влияния температурно-временных параметров высокотемпературной дестабилизации на кинетику выделения вторичных карбидов из первородного аустенита и конечную микроструктуру чугуна 270X15Г2Н1МФТ.

Исследовали чугун следующего химического состава: в масс. %: 2,70 C; 2,20 Mn; 0,55 Si; 14,55 Cr; 0,93 Ni; 0,39 Mo; 0,38 V; 0,11 Ti. Дестабилизацию литых образцов (размерами 10x10x2 мм) проводили при температурах 800,

850, 900, 950, 1000, 1050 и 1100 °С с выдержкой от 30 с до 6 ч. После выдержки образцы охлаждали на спокойном воздухе. Для контроля температуры в процессе выдержки к образцу приваривали хромель-алюмелевую термопару. Колебания температуры во время выдержки не превышали ± 10 °С. Микроструктуру исследовали с помощью микроскопа «Axiovert 40 MAT» при увеличениях до 1000 раз. В работе использовали измерение твердости по методу Роквелла.

Было установлено, что выдержка литого чугуна при выбранных температурах приводит к существенным изменениям в его структурно-фазовом состоянии, что выразилось в появлении значительного количества вторичных карбидов и мартенсита. С развитием распада первородного аустенита фиксировали постепенное повышение мартенситной точки M_n чугуна от 110...130 °С до 270...300 °С, что сопровождалось увеличением доли мартенсита в структуре с соответствующим ростом твердости (рис. 1). Полученные результаты свидетельствовали о том, что по изменению твердости чугуна можно судить о кинетике выделения вторичных карбидов.

По кривым зависимости твердости от продолжительности дестабилизирующей выдержки было установлено, что выделение вторичных карбидов описывается S-образной кривой с «носом», соответствующим 950 °С. При этой температуре первые изменения микроструктуры и твердости наблюдаются уже после 10 с выдержки, а процесс выделения, в основном, завершается в течение 80 мин. Твердость чугуна возрастает от 45 HRC в литом состоянии до 63...64 HRC после 2,5 ч выдержки, что является

ся следствием увеличения доли мартенсита в структуре металлической матрицы.

Выдержка в течение 4...6 ч приводит к некоторому снижению твердости дестабилизированных чугунов, причем в наибольшей степени – при 1050 °С.

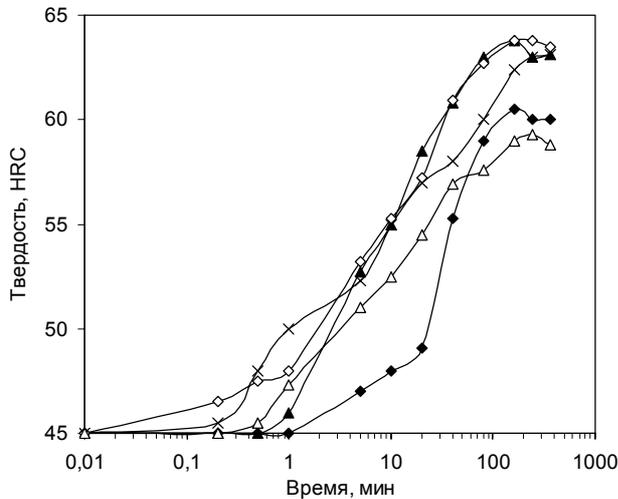


Рис. 1. Влияние продолжительности выдержки на твердость чугуна:
◆ – 800 °С; ▲ – 900 °С; ◇ – 950 °С;
× – 1000 °С; △ – 1050 °С

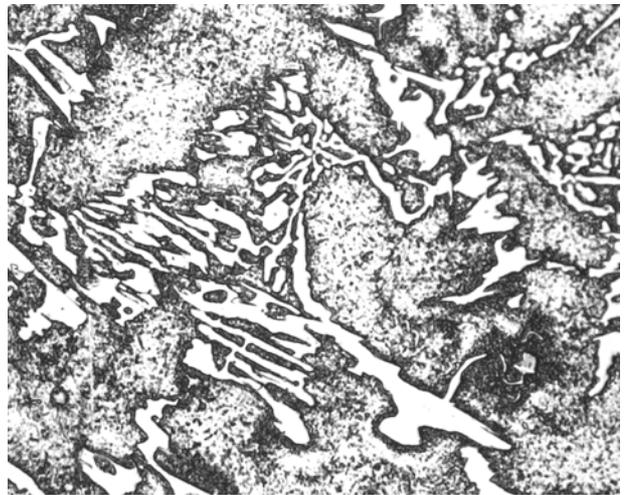
Температура выдержки оказывает влияние на характер выделения и размеры вторичных карбидов из аустенита. При 800...1000 °С распад пересыщенной γ -фазы начинается в областях, непосредственно примыкающих к эвтектическим карбидам: в течение 5...10 мин возникает своеобразная темная «оторочка», в которой ввиду малого размера отдельные карбидные частицы не разрешаются в световой микроскоп. Аналогичные зоны потемнения возникают и внутри эвтектических колоний (рис. 2, а).

По мере увеличения выдержки при 800...900 °С распад развивается в направлении от эвтектических карбидов к центру дендритов (рис. 2, б). После 6 ч выдержки матрица приобретает практически однородный темный цвет, обусловленный выделением большого числа дисперсных карбидных частиц, что приводит к усиленной травимости матричных участков.

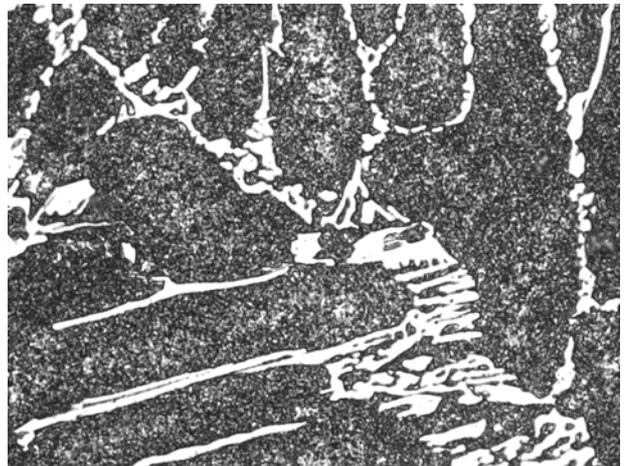
При 950 °С распада поначалу развивается путем образования однородной темной «оторочки», однако уже после 20 мин выдержки можно различить отдельные вторичные карбиды, некоторые из них имеют вытянутую форму (рис. 3, а). Становится видно, что вторичные карбиды выделяются внутри дендритов вдоль определенных кристаллографических направлений.



а)



б)

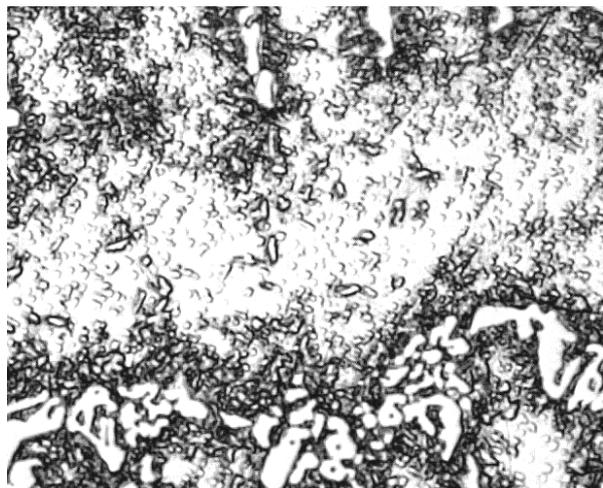


в)

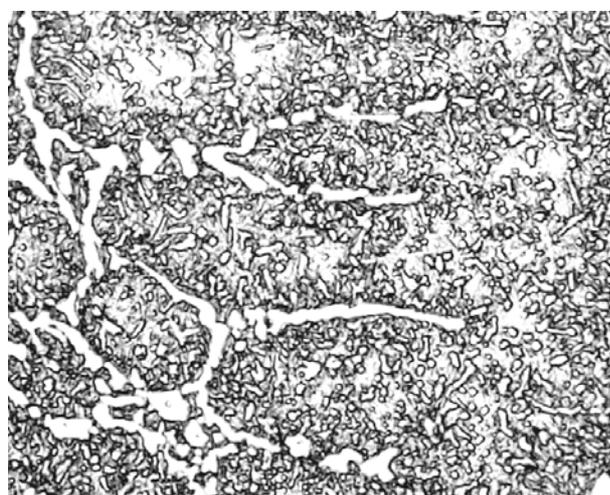
Рис. 2. Микроструктура чугуна в процессе выдержки при 800 °С:
а – 10 мин; б – 80 мин; в – 6 ч ($\times 1000$)

По мере дальнейшей выдержки при 950 °С распад аустенита идет параллельно с укрупнением частиц за счет их коалесценции; спустя 6 ч после начала дестабилизации в структуре

практически не остается дисперсных вторичных карбидов, а оставшиеся крупные карбиды равномерно распределены в объеме дендритов (рис. 3, б).



а)



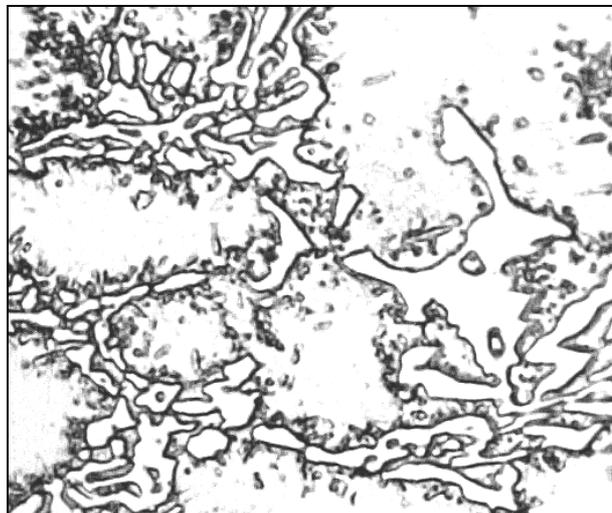
б)

Рис. 3. Микроструктура чугуна после выдержки при 950 °С: а – 20 мин; б – 6 ч ($\times 1000 \times 2$)

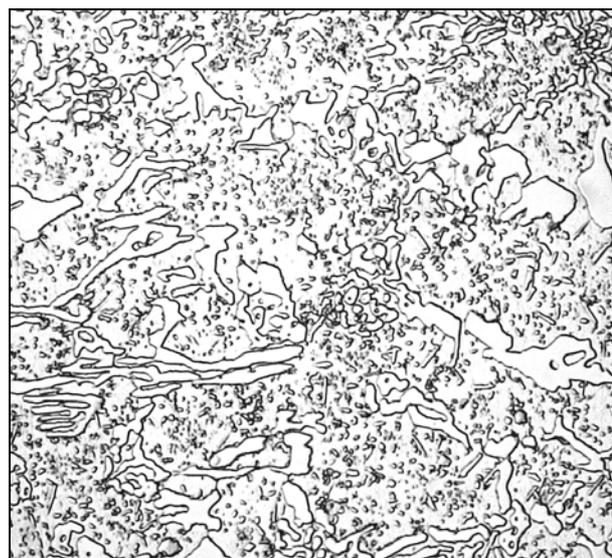
При более высокой температуре (1000 °С) распад минует стадию возникновения темной однородной «оторочки» вокруг эвтектических карбидов: по контуру эвтектических колоний сразу начинают формироваться отдельные разрешаемые в световой микроскоп включения карбидов (рис. 4, а). Интенсивное протекание коалесценции при этой температуре приводит к тому, что уже после 80 мин выдержки в структуре отсутствует преимущественное скопление вторичных карбидов по периферии эвтектики: они равномерно распределены в пределах дендритных областей (рис. 4, б).

Выдержка при 1050 °С с самого начала распада приводит к формированию крупных вторичных карбидов, среди которых преобладают

вытянутые включения. Количество вторичных карбидов меньше, чем при более низких температурах дестабилизации, они быстрее приобретают максимальный размер. Для этой температуры характерны некоторая стабилизация аустенита к распаду, увеличение его количества в закаленном состоянии и, как следствие, снижение твердости до 59 HRC.



а)



б)

Рис. 4. Микроструктура чугуна после выдержки при 1000 °С: а – 5 мин ($\times 1000 \times 2$); б – 80 мин ($\times 1000$)

Полученные результаты показывают, что повышение температуры дестабилизации от 800 до 950 °С интенсифицирует процесс выделения вторичных карбидов из первородного аустенита. Это объясняется увеличением диффузионной подвижности атомов карбидообразующих элементов, участвующих в формировании специальных карбидов. Выдержка при 1000 °С еще более повышает диффузию атомов

в аустените, однако процесс выделения несколько замедляется и не достигает полноты завершения, характерной для 950 °С. В этом случае проявляется рост растворимости углерода в γ -фазе под влиянием повышения температуры, что особенно заметно проявляется при 1100 °С.

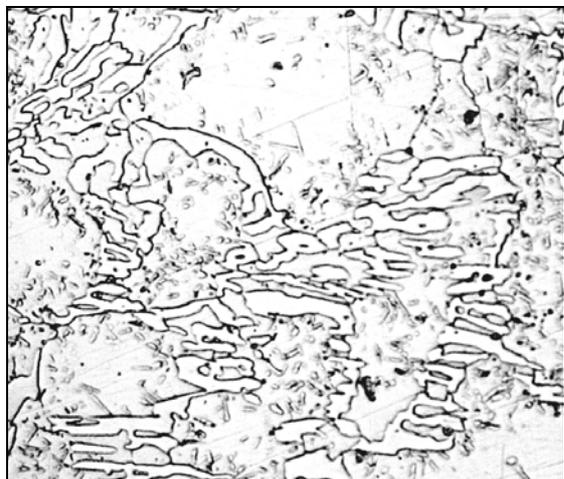


Рис. 5. Микроструктура чугуна после выдержки в течение 5 мин при 1050 °С ($\times 1000$)

Таким образом, изменение кинетики выделения вторичных карбидов из первородного аустенита высокохромистого чугуна при увеличении температуры дестабилизации определяется конкурирующим влиянием двух факторов - роста диффузионной подвижности атомов хрома и увеличения растворимости углерода в аустените. Суперпозиция этих факторов дает максимум скорости выделения вторичных карбидов при 950 °С.

На процесс выделения вторичных карбидов накладывается их коалесценция, также контролируемая скоростью диффузии карбидообразующих элементов. Этим можно объяснить снижение дисперсности карбидных частиц по мере роста температуры дестабилизации, особенно на начальных стадиях распада.

Выводы

1. Дестабилизирующая термическая обработка литого чугуна 270X15Г2Н1МФТ при 800...1050 °С приводит к распаду первородного аустенита с образованием большого количества вторичных карбидов. Это вызывает обеднение аустенита углеродом и легирующими элемен-

тами, рост точки M_n от 110...130 °С до 270...300 °С, появление мартенсита закалки в структуре при охлаждении от температуры дестабилизации.

2. Твердость чугуна в результате дестабилизации возрастает от 45 до 63...64 HRC (максимум). Уровень твердости, достигаемый при дестабилизации, определяется температурой и длительностью выдержки, т.е. полнотой выделения углерода и карбидообразующих элементов из первородного аустенита при его распаде.

3. Влияние температуры дестабилизации на кинетику выделения вторичных карбидов в высокохромистом чугуне проявляется в конкурирующем воздействии диффузионного фактора и роста растворимости углерода в аустените. Для чугуна 270X15Г2Н1МФТ кинетический максимум выделения вторичных карбидов соответствует 950 °С.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Высокохромистый чугун как материал для быстроизнашиваемых деталей машин [Текст] / О. С. Комаров [и др.] // Литейное производство. – 2008. – № 2. – С. 2-4.
2. Кириевский, Б. А. Хромистые чугуны. Перспективы совершенствования их структуры и свойств [Текст] / Б. А. Кириевский, Т. К. Изюмова // Процессы литья. – 1993. – № 4. – С. 115-124.
3. Жуков, А. А. Износостойкие отливки из комплексно-легированных белых чугунов [Текст] / А. А. Жуков, Г. И. Сильман, М. С. Фрольцов. – М.: Машиностроение, 1984. – 104 с.
4. Цыпин, И. И. Белые износостойкие чугуны. Структура и свойства [Текст] / И. И. Цыпин. – М.: Металлургия, 1983. – 176 с.
5. Karantzalis, A. E. Effect of Destabilization Heat Treatments on the Microstructure of High-Chromium Cast Iron: A Microscopy Examination Approach [Text] / A. E. Karantzalis, A. Lekatou, E. Diavati // J. of Materials Engineering and Performance. – 2009. – V. 18, Is. 8. – P. 1078-1085.
6. Kootsookos, A. The Role of Secondary Carbide Precipitation on the Fracture Toughness of a Reduced Carbon White Iron [Text] / A. Kootsookos, J. D. Gates // Materials Science and Engineering. – 2008. – V. 490, Is. 1-2. – P. 313-318.

Поступила в редколлегию 06.05.2011.

Принята к печати 19.05.2011.