

УДК 669.017.03

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ В ИЗНОСОСТОЙКОМ СПЛАВЕ 200Г3Х7Л ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Г.В. Левченко, А.М. Нестеренко, В.Л. Плюта, С.В. Бобырь, С.А. Здоровец
Институт черной металлургии НАН Украины (г. Днепропетровск)

1. ВВЕДЕНИЕ

Повышение износостойкости различных деталей металлургического и машиностроительного оборудования является одной из важнейших задач современного материаловедения.

Экономнолегированные железоуглеродистые сплавы с композиционной структурой обладают высоким уровнем износостойкости и механических свойств в сочетании с низкой себестоимостью [1,2]. В качестве такого сплава авторами в работе [3] предложен хромомарганцевый сплав типа 200Г3Х7Л.

Главным фактором, влияющим на износостойкость сплава, является его фазово-структурное состояние. Как показано в работах [4,5], для обеспечения высокой ударно-абразивной износостойкости целесообразно иметь в структуре сплава большое количество метастабильного аустенита. Чем больше в чугуне метастабильного аустенита, тем больше энергии расходуется на фазовые превращения, увеличивая износостойкость сплава.

В связи с этим, исследование особенностей структурообразования в износостойких сплавах при термической обработке представляет научный и практический интерес.

2. МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

Материалом для исследований служил хромомарганцевый износостойкий сплав типа 200Г3Х7Л, химический состав которого приведен в таблице 1.

Таблица 1

Химический состав сплава 200Г3Х7Л

Содержание элементов, %, по массе							
C	Si	Mn	Cr	Ni	S	P	Cu
1,97	0,79	2,70	7,26	0,08	0,025	0,027	0,164

Особенности развития фазово-структурных превращений в исследованном хромомарганцевом сплаве 200Г3Х7Л при термической обработке в интервале температур 600 – 1000 °С и термическую стабильность составляющих его структуры анализировали на литых образцах этого сплава диаметром 30мм. Выдержка образцов при указанных температурах составляла 1 час. Охлаждение образцов после выдержки производили в масле и на воздухе.

Фазовый состав исследованных образцов определяли методом рентгеноструктурного анализа на установке ДРОН – 2,0 в монохроматизированном $\text{Cu K}(\alpha)$ – излучении. Для идентификации карбида типа Me_7C_3 использовали его дифракционные характеристики, приведенные в [6].

3. РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТОВ И ОБСУЖДЕНИЕ

В результате проведенных экспериментов и исследований установлено, что выдержка при температурах 600 – 800 °С с последующим охлаждением в масле или на воздухе сплава 200ГЗХ7Л приводит к эффекту полного распада аустенита. После такой обработки структура сплава состоит из тонкодифференцированного перлита и эвтектических карбидов типа Me_3C и Me_7C_3 (рис. 1, табл. 2).

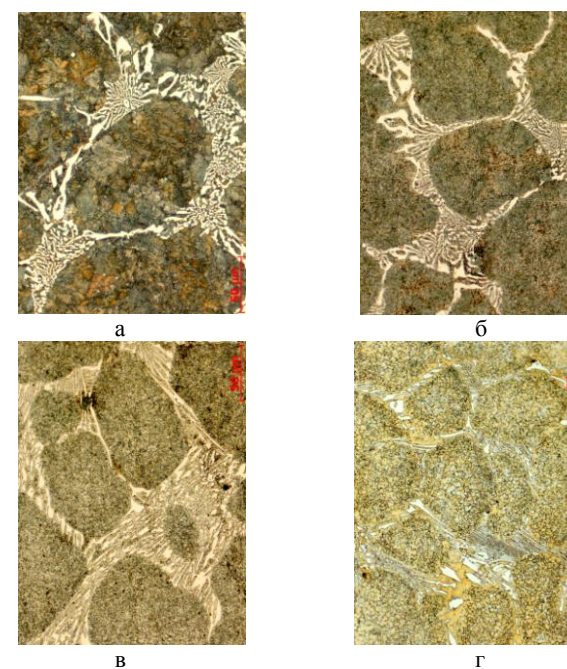


Рис. 1. Микроструктура сплава 200ГЗХ7Л после закалки в масло от температуры а– 700 °С, б – 800 °С, в – 900 °С, г – 1000 °С; $\times 500$

При повышении температуры обработки до 900 °С количество эвтектических карбидов в составе сплава несколько уменьшалось за счет их растворения (табл. 2). В структуре сплава при охлаждении от этой температуры фиксировалось определенное количество остаточной γ -фазы (30,6–36,6 %).

Повышение температуры обработки до 1000 °С приводило к значительному увеличению количества γ -фазы (62,8 – 67,4 %) и снижению количества

эвтектических карбидов. Согласно данным выполненного рентгеновского анализа в исследованном сплаве эвтектические карбиды типа Me_7C_3 проявляют более высокую термическую стабильность в ходе выдержки при температурах 900 – 1000 °С по сравнению с карбидами типа Me_3C .

Таблица 2.

Влияние термической обработки на фазовый состав сплава 200ГЗХ7Л

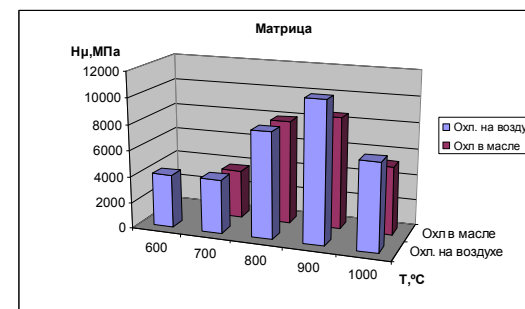
№ п/п	Температура обработки, способ охлаждения	Фазовый состав		
		γ - фаза, %	α – фаза, %	карбиды, %
1	800 °С, воздух	-	74,3	25,7
2	800 °С, масло	-	74,9	25,1
3	900 °С, воздух	30,6	49,4	22,0
4	900 °С, масло	36,6	43,3	21,1
5	1000 °С, воздух	62,8	21,2	16,0
6	1000 °С, масло	67,4	18,3	14,3
7	ДТО 1100 – 800 °С, воздух	78,7	10,2	11,1

При температурах выдержки 900 и 1000 °С в исследованном сплаве осуществляются процессы частичного растворения, сфероидизации и диспергирования карбидов Me_3C и Me_7C_3 . Образующиеся при этом дисперсные карбидные частицы размером 0,5 – 6,0 мкм равномерно распределяются в пластичной аустенитной матрице сплава. Такая структура является благоприятной в плане повышения твердости, ударно – абразивной износостойкости и ударной вязкости хромомарганцевых сплавов.

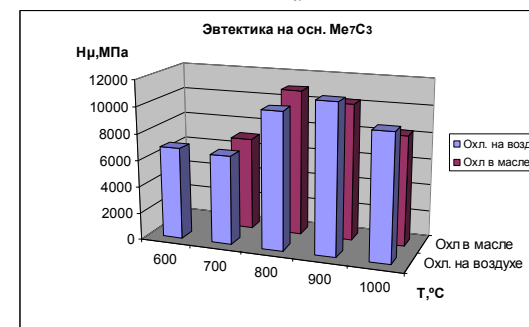
Применительно к микротвердости H_c интересным представляется более высокий уровень ее значений в образце, охлажденном на воздухе, по сравнению с таковым, охлажденным в масле. Полученное различие значений H_c объясняется тем, что в процессе охлаждения на воздухе в отличие от резкой закалки в масле из аустенита выделяется большое число мелких карбидных частичек, упрочняющих матрицу исследуемого сплава по дисперсионному механизму и инициирующих формирование мелкоугольчатого мартенсита при $\gamma \rightarrow \alpha$ – фазовом переходе сдвигового типа в обедненных углеродом и легирующими микрообъемах этого сплава.

Более низкий уровень твердости HRC образца сплава (рис. 3), прошедшего ДТО по указанному в табл. 2 режиму, объясняется, как и для случая образцов с выдержкой при 1000 °С, снижением количества карбидной составляющей в его структуре.

Полученные данные свидетельствуют о том, что путем вариации режимов термической обработки можно оказывать существенное влияние на фазовый состав и морфологию первичной структуры сплавов, количество и тип карбидов, и, как результат, на твердость, износостойкость и способность к пластическому деформированию хромомарганцевых сплавов.

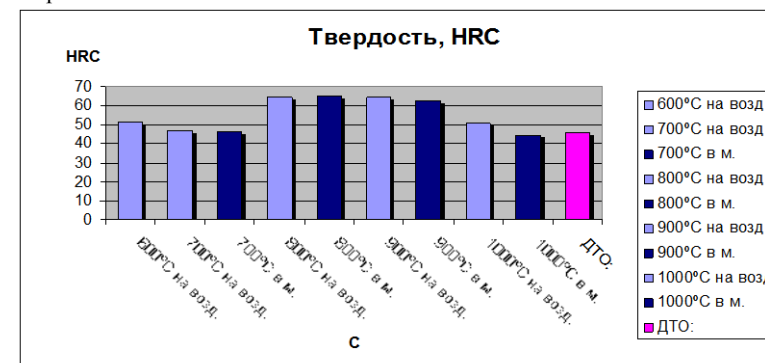


а



б

Рис.2. Характер изменения микротвердости H_{μ} матрицы (а) и эвтектической составляющей (б) в сплаве при разных температурах выдержки в интервале 600–1000 °С



с

Рис.3. Характер изменения твердости HRC сплава при разных температурах выдержки в интервале 600–1000 °С.

4. ВЫВОДЫ

1. Установлено, что выдержка при температурах 600–800 °С с последующим охлаждением в масле или на воздухе сплава 200Г3Х7Л приводит к эффекту полного распада аустенита с образованием тонкодифференцированного перлита и эвтектических карбидов типа Me_3C и Me_7C_3 .

2. Выявлено, что при температурах выдержки 900 и 1000 °С в исследованном сплаве в результате развития процессов частичного растворения, сфероидизации и диспергирования карбидов Me_3C и Me_7C_3 осуществляется их трансформация в частицы размером 0,5 – 6,0 мкм, равномерно распределяющиеся в пластичной аустенитной матрице сплава. Такая структура является благоприятной в плане повышения твердости, ударно – абразивной износостойкости и ударной вязкости хромомарганцевых сплавов.

3. Показано, что микротвердость Н_ц имеет более высокий уровень в образце, охлажденном на воздухе, по сравнению с таковым, охлажденным в масле, что объясняется образованием большого количества мелких карбидных частичек, упрочняющих матрицу исследуемого сплава по дисперсионному механизму.

Литература

1. Г.И. Сильман. Белые легированные чугуны с композиционной структурой // МиТОМ, 2005. – №7. – С. 94–100.
2. С.В. Бобырь, В.И. Большаков. Марганцовистые чугуны как износостойкие конструкционные материалы // Техника машиностроения, 2006. – №2. – С. 28-31.
3. Г.В. Левченко, А.М. Нестеренко, В.Л. Плюта и др. Особенности структурообразования в экономнолегированных Fe – С – Mn и Fe – С – Mn – Cr – сплавах, предназначенных для изготовления деталей сменного металлургического оборудования // Металлургическая и горнорудная промышленность, 2009. – №3. – С. 47–49.
4. Л.С. Малинов. Разработка экономнолегированных сплавов с повышенным уровнем свойств и способов упрочнения на основе принципа получения многофазных структур с метастабильным аустенитом и его управляемой самотрансформации при охлаждении или/и нагружении // Металл и литье Украины, 2005. – №7–8. – С.55–58.
5. А.П. Чейлях. Экономнолегированные метастабильные сплавы и упрочняющие технологии. – Харьков: Изд-во ННЦ ХФТИ, 2003. – 212с.
6. А.М. Нестеренко, В.З. Куцова, М.А. Ковзель. Исследование кристаллической структуры карбидов типа Me_7C_3 // Металлофизика и новейшие технологии. – 2003., т.25, №1. – С.99-106.