

С.В.Бобырь, М.Ф.Евсюков, А.М.Нестеренко

**ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ТРАНСФОРМАЦИИ  
ЭВТЕКТИЧЕСКОГО ЦЕМЕНТИТА В МАРГАНЦОВИСТОМ ЧУГУНЕ  
ТИПА 200Г5Х2ТЛ**

Изучены особенности трансформации эвтектического цементита в марганцовистом чугуна типа 200Г5Х2ТЛ при охлаждении. Установлено, что диффузия углерода в цементите происходит на малые расстояния, сравнимые с расстояниями диффузии в перлите (0,05 – 0,5 мкм). Показано, что образование дисперсных карбидов в процессе трансформации эвтектического цементита определяет повышение ударно-абразивной износостойкости чугуна.

**Марганцовистый чугун, эвтектический цементит, карбиды, микроструктура**

**Введение.** Как известно, нелегированный цементит при нормальном давлении является метастабильной фазой, поэтому его активность в фазах, находящихся с ним в равновесии, превышает растворимость графита – стабильной фазы [1,2]. Легирование чугуна малыми количествами карбидообразующих элементов – марганца, хрома, ванадия, молибдена и т.д. – приводит к повышению стабильности эвтектического цементита [1,2]. В работах [3,4] показано, что цементит становится стабильной фазой в эвтектическом чугуна при содержании хрома ~0,3 %.

**Постановка задачи.** Как было установлено в работах [5,6], при повышении содержания хрома и ванадия в составе чугуна эвтектический цементит вновь может стать метастабильным, уже по отношению к специальным карбидам хрома  $Cr_7C_3$  и ванадия VC. Более того, в сплавах, легированных марганцем и хромом, может происходить карбидное превращение эвтектоидно–перитектоидного типа [4,7].

**Целью настоящей работы** является исследование особенностей трансформации эвтектического цементита в марганцовистом чугуна системы Fe – C – Mn – Cr – Ti типа 200Г5Х2ТЛ (таб.1).

Таблица 1. Химический состав марганцовистого чугуна типа 200Г5Х2ТЛ

Содержание элементов, %, по массе							
C	Si	Mn	Cr	Ni	S	P	Ti
2,02	0,96	4,36	2,01	0,57	0,029	0,07	0,47

**Методики исследования.** Для микроструктурных исследований отливали образцы чугуна диаметром 30мм. Микроструктуру чугунов изучали на микроскопах Neophot – 2 и Axiovert 200 M Mat при увеличениях

x100 – 1000 крат. Содержание легирующих элементов в карбидах выполняли с помощью локального рентгеноспектрального анализа на электронном микроскопе EVO 50 фирмы Carl Zeiss.

Микротвердость структурных составляющих чугуна определяли с помощью прибора ПМТ–3 по ГОСТ 9450 при нагрузке 50 г. Кинетику превращения аустенита в марганцовистом чугуне изучали с помощью дилатометра АД–80 на образцах размером 3x3x30 мм при нагреве и охлаждении от 900<sup>0</sup>С. Фазовый состав исследованных образцов определяли методом рентгеноструктурного анализа на установке ДРОН – 2,0 в монохроматизированном  $\text{Cu K}(\alpha)$  – излучении.

**Результаты исследования.** При охлаждении кристаллизация чугуна начинается с выделения дендритов первичного аустенита и завершается формированием эвтектических колоний ледебуритного типа (рис.1). Эвтектические карбиды, как правило, располагаются в виде разорванной сетки вокруг аустенитных зерен, что обусловлено пониженным содержанием углерода в составе чугуна. Методом рентгеновского фазового анализа они идентифицированы как легированный цементит  $\text{Me}_3\text{C}$ .

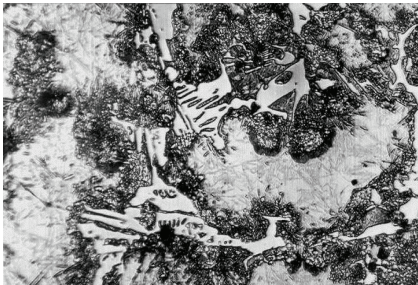


Рис. 1. Микроструктура чугуна 200Г5Х2ТЛ в литом состоянии,  $\times 500$

Микрорентгеноспектральный анализ участка чугуна в литом состоянии показал, что эвтектические карбиды содержат такие элементы, как хром, марганец и титан при пониженной концентрации кремния (рис.2).

Следует отметить, что уже в литом состоянии наряду с цементитом  $\text{Me}_3\text{C}$  в чугуне методом рентгеновского фазового анализа установлено наличие таких фаз, как легированный карбид  $\text{Me}_7\text{C}_3$  и карбид титана  $\text{TiC}$ .

Результаты дилатометрического исследования превращения аустенита в марганцовистом чугуне (рис.3) показали, что при охлаждении образцов марганцовистого чугуна 200Г5Х2ТЛ происходит распад переохлажденного аустенита по диффузионному механизму. Продукты распада аустенита представлены темно-травящимся эвтектоидом, большим количеством мелких вторичных карбидов и  $\alpha$  – фазы. Морфология продуктов распада аустенита при охлаждении со скоростью 0,85<sup>0</sup>С/с приведена на рис.4. Видно, что в процессе превращения аустенита происходит дробление и сфероидизация эвтектических карбидов и их преобразование в дисперсные карбидные включения.

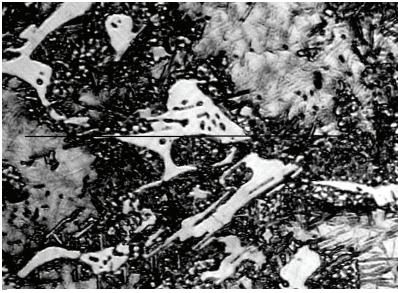
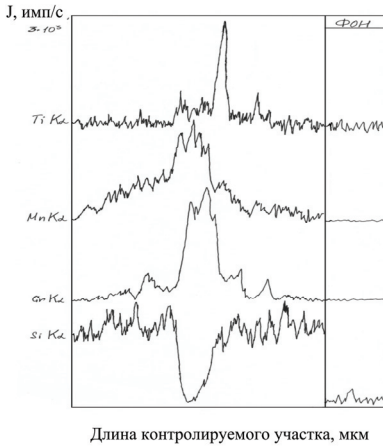


Рис.2. Микрорентгеноспектральный анализ участка чугуна 200Г5Х2ТЛ в литом состоянии.  $J$ , имп/с – интенсивность характеристического рентгеновского  $K\alpha$  – излучения элементов.



При охлаждении со скоростью охлаждения  $0,26^{\circ}\text{C}/\text{с}$  фазово–структурные превращения происходят в интервале температур  $580\text{--}400^{\circ}\text{C}$ . Так как температурный интервал превращения при охлаждении был значительным, на дилатограмме не наблюдали резких изменений длины образцов, ход дилатометрической кривой был плавным. Образование дисперсных карбидных включений в чугуне 200Г5Х2ТЛ в процессе охлаждения со скоростью  $0,85^{\circ}\text{C}/\text{с}$  показано на рис.4, где приведена стадия трансформации эвтектических карбидов и образования дисперсных вторичных карбидов.

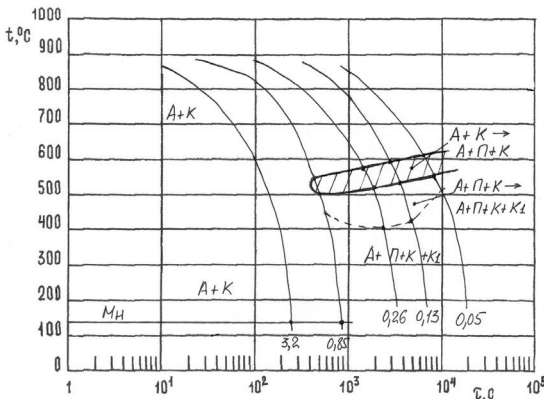


Рис.3. Термокинетическая диаграмма превращения аустенита в чугуне 200Г5Х2ТЛ после нагрева до  $900^{\circ}\text{C}$ .

Это свидетельствует об отсутствии значительных напряжений в марганцовистом сплаве при распаде аустенита. Поэтому при охлаждении сплава после выплавки не образуются микротрещины, обусловленные фазовыми превращениями. Конечная структура чугуна 200Г5Х2ТЛ после охлаждения со скоростью  $0,85^{\circ}\text{C}/\text{с}$  состоит из аустенита, мартенсита, эвтектического цементита, перлита и дисперсных карбидных включений двух типов –  $\text{Me}_3\text{C}$  и  $\text{Me}_7\text{C}_3$  (рис. 4, таблица 2).

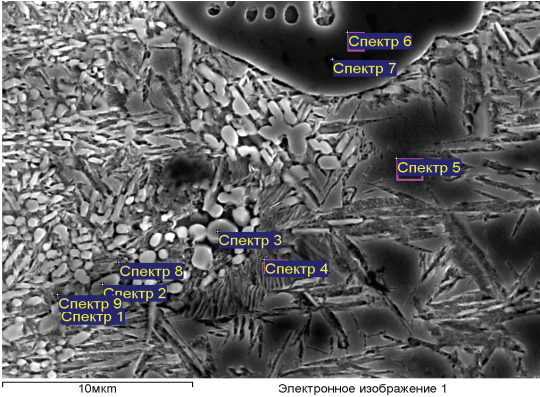


Рис. 4. Микроструктура чугуна 200Г5Х2ТЛ с дисперсными карбидными включениями после охлаждения со скоростью  $0,85^{\circ}\text{C}/\text{с}$ ,  $\times 8000$

Таблица 2. Результаты микрорентгеноспектрального анализа чугуна 200Г5Х2ТЛ

Спектр	C	O	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Предполагаемые фазы
1	7,11		0,53	4,22	6,78	81,35		$(\text{Cr}, \text{Mn}, \text{Fe})_3\text{C}$
2	8,52		0,53	4,39	6,63	79,94		$(\text{Cr}, \text{Mn}, \text{Fe})_7\text{C}_3$
3	6,53		0,50	4,41	6,36	82,19		$(\text{Cr}, \text{Mn}, \text{Fe})_3\text{C}$
4	6,17		0,98	1,94	4,97	85,32	0,63	$\alpha$ -фаза + $(\text{Cr}, \text{Mn}, \text{Fe})_3\text{C}$
5	2,12		1,18	2,15	4,79	89,76		$\gamma$ – фаза
6	5,76			9,24	8,89	76,12		$(\text{Cr}, \text{Mn}, \text{Fe})_3\text{C}$
7	7,40			8,57	9,07	74,96		$(\text{Cr}, \text{Mn}, \text{Fe})_7\text{C}_3$
8	6,85	2,13	1,24	1,55	4,12	84,10		$\alpha$ -фаза $(\text{Cr}, \text{Mn}, \text{Fe})_7\text{C}_3$ + оксид
9	3,77		1,10	1,78	4,52	88,25	0,59	$\alpha$ -фаза + $(\text{Cr}, \text{Mn}, \text{Fe})_3\text{C}$

Эвтектический цементит является неоднородным. Основная его часть содержит пониженное по сравнению со стехиометрическим составом (6,67 %), количество углерода (спектр 6 таблицы 2). В цементите имеются дисперсные участки темного цвета, содержание углерода в которых превышает стехиометрическое. Повышение содержания углерода против сте-

хиометрического является следствием образования в решетке цементита ассоциативных группировок хром – углерод по типу кластеров [8]. Образование таких кластеров возможно, если учесть возникновение связей хром – углерод более сильных, чем связи железо – углерод в цементите [9].

Эти кластеры могут иметь ближний порядок типа высокоуглеродистых карбидов  $(Cr, Mn, Fe)_7C_3$  и  $TiC$ , что вызывает повышение содержания углерода в таких участках цементита.

Следовательно, такой метастабильный цементит может рассматриваться, как находящийся в предкристаллизационном состоянии по отношению к процессу выпадения из него специальных карбидов.

В этом случае  $\gamma \rightarrow \alpha$  – превращение дает дополнительный стимул как образованию атомарного углерода и его диффузии, так и повышению метастабильности малоуглеродистого цементита по отношению к карбидам  $Me_7C_3$  и  $TiC$ . Это приводит к трансформации эвтектического цементита с образованием карбидных микро- и наночастиц (рис. 5). При этом диффузия углерода в цементите происходит на малые расстояния, сравнимые с расстояниями диффузии в перлите (0,05 – 0,5 мкм), т.е., является вполне допустимой термодинамически при температурах превращения 580–400<sup>0</sup>С.

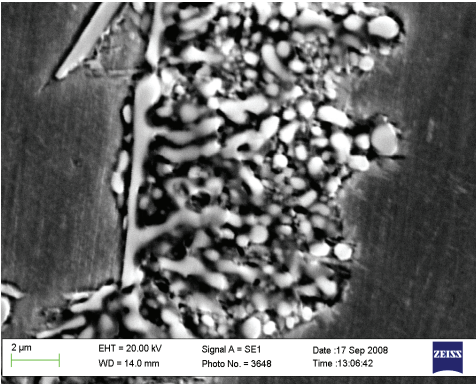
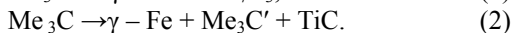
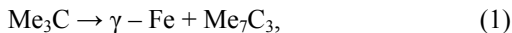


Рис. 5. Микроструктура чугуна с трансформированным цементитом,  $\times 15\,000$

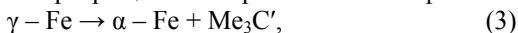
**Выводы.** Таким образом, в процессе охлаждения в марганцовистом чугуне наблюдается трансформация эвтектического цементита, которую можно представить, с учетом результатов работ [6, 10] следующими реакциями:



где  $Me_3C$  – эвтектический легированный цементит;  $Me_7C_3$  – легированный карбид хрома;

$Me_3C'$  – вторичный цементит.

При этом происходит диффузия углерода в эвтектическом цементите, способствуя образованию легированной  $\gamma$  – фазы и вторичных карбидов  $Me_3C'$ ,  $Me_7C_3$  и  $TiC$ . Легированный аустенит, образующийся в виде прослоек между вторичными карбидами, в последующем претерпевает частичное перлитное превращение с образованием  $\alpha$  – фазы:



Отметим важную роль титана и хрома в реализации карбидных превращений по реакциям (1) и (2). Присутствие титана и хрома в эвтектическом цементите предопределяет его метастабильность. Титан и хром способствуют образованию сложнолегированного карбида  $Me_7C_3$  и специального карбида  $TiC$  при небольших концентрациях этих элементов и марганца в чугунах [10].

Образование дисперсных карбидов в процессе трансформации эвтектического цементита определяет повышение ударно–абразивной износостойкости чугуна 200Г5Х2ТЛ по сравнению со сталью 110Г13Л в 1,65 раза.

1. *Термодинамика* структурообразования в чугунах / М.А.Криштал, А.А.Жуков, Р.Л.Снежной, Э.Г.Титенский // Термодинамика, физическая кинетика структурообразования и свойства чугуна и стали. – Вып.4 – М.: Металлургия, 1971. – С.21–31.
2. *Сильман Г.И.* Влияние легирующих элементов на метастабильность цементита и растворимость его в аустените // МиТОМ. – 1975. – №5. – С. 24–27.
3. *Сильман Г.И., Болховитина Н.А.* Эвтектическая полиэдрация диаграмм состояния систем  $Fe - C - Cr$  и  $Fe - C - Cr - Si$ , // Изв. Вузов. Черная металлургия. – 1982. – №11. – С.99–103.
4. *Фазовые и структурные превращения в богатых железом сплавах  $Fe - C - Cr$*  / С.В.Бобырь, Н.И.Репина, П.Д.Грушко // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. – К.: Наукова думка. – 2005. – Вып.9. – С.165–169.
5. *Карбидное превращение в ледебурите  $Fe - C - V$  сплавов* / Т.М. Миронова, П.Ф. Нижниковская, Ю.Н. Таран // Вопросы формирования метастабильных структур сплавов. – Днепропетровск, 1981. – С.132–137.
6. *Сильман Г.И.* Сплавы системы  $Fe - C - Mn$ . Часть 5. Особенности структурообразования в белых высокомарганцевых чугунах // МиТОМ. – 2006. – №3. – С.3–8.
7. *Сильман Г.И.* Диаграмма состояния  $Fe - C - Mn$  и некоторые структурные эффекты в этой системе. Часть 3. Политермические разрезы и проекции диаграммы // МиТОМ. – 2005. – №9. – С.3–7.
8. *Исследование* состава, микротвердости и структуры цементита, стабилизированного хромом / В.А. Шалашов, А.А. Жуков, В.К. Томас, Б.Я. Ульянова // Термодинамика, физическая кинетика структурообразования и свойства чугуна и стали. Вып. 4 / Под ред. М.А. Криштала. – М.: Металлургия, 1971. – С.309–312.

9. *Гаврилюк В.Г.* Распределение углерода в стали. – К.: Наук. думка, 1987. – 208с.
10. Фазові перетворення в економнолегованому марганцевистому сплаві / *Г.В.Левченко, С.В.Бобырь, А.М.Нестеренко, М.Ф.Євсюков.* // *МиТОМ.*– 2008. – №4. – С.3–9.

*Статья рекомендована к печати  
докт техн.наук, проф. Г.В.Левченко*

***С.В.Бобырь, М.Ф.Євсюков, А.М.Нестеренко.***

**Дослідження особливостей трансформування евтектичного цементиту в марганцевистому чавуні типу 200Г5Х2ГЛ.**

Вивчено особливості трансформації евтектичного цементиту в марганцевистому чавуні типу 200Г5Х2ГЛ при охолодженні. Встановлено, що дифузія вуглецю в цементиті відбувається на малі відстані, порівнянні з відстанями дифузії в перліті (0,05 - 0,5 мкм). Показано, що утворення дисперсних карбідів в процесі трансформації евтектичного цементиту визначає підвищення ударно-абразивної зносостійкості чавуну.