

НЕОДНОРОДНОСТЬ СТРУКТУРЫ ОТЛИВОК ИЗ СИНТЕТИЧЕСКОГО ЧУГУНА

Т. В. Мустафина, Г. А. Мустафин, И. В. Марширов, Г. А. Околович
Алтайский государственный технический университет им. И. И. Ползунова,
г. Барнаул, Россия

Сделан анализ макроструктуры и микроструктуры образцов из серого синтетического чугуна. Проанализированы причины образования карбидов и рассмотрены способы улучшения структуры и свойств отливок из синтетического чугуна.

Ключевые слова: синтетический чугун, перлит, карбиды, микротвердость, модифицирование

THE STRUCTURAL INHOMOGENEITY OF SYNTHETIC IRON CASTINGS

T. V. Mustafina, G. A. Mustafin, I. V. Marshirov, G. A. Okolovich
Altai state technical university, Barnaul, Russia

The analysis of macrostructure and microstructure of the specimens made of grey synthetic iron was produced. The reasons for the formation of carbides were analyzed and the ways of improving the structure and properties of synthetic iron castings were considered.

Keywords: synthetic iron, perlite, carbides, microhardness, modification

Достоинства синтетического чугуна известны [1]. Однако практический опыт выявил ряд недостатков и сложностей технологии производства отливок из синтетического чугуна. Эти недостатки следующие:

- сложность получения высокомарочных серых чугунов с необходимыми свойствами;
- содержание в структуре чугунов цементита и междендритного графита;
- неравномерность и неоднородность структуры чугуна.

Эти недостатки были выявлены в процессе проведения исследований производственной плавки.

Оценка макроструктуры проводилась по излому (рисунок 1).

Поверхность излома блестящая, мелкокристаллическая, без заметной предшествующей пластической деформации. Форма зерен не искажается и на изломе виден исходный размер зерен металла. Это свидетельствует о хрупком характере разрушения. Излом серого цвета, но с отдельными лучистыми включениями.



Рисунок 1 – Фотография излома, х4

Оценка микроструктуры образцов из чугуна выполнялась по ГОСТ 3443-87 на оптическом микроскопе ММР-4.

НЕОДНОРОДНОСТЬ СТРУКТУРЫ ОТЛИВОК ИЗ СИНТЕТИЧЕСКОГО ЧУГУНА

Структуру чугуна определяли по графиту и металлической основе на нетравленном микрошлифе.

Исследования графитовых включений показало, что около 50 % площади шлифа занято структурой с равномерно распределенным прямолинейным графитом, 10 % – с равномерно распределенным завихренным графитом (рисунок 2) и около 40 %

с междендритным графитом (рисунок 3).

Участки междендритного графита содержат карбидную фазу (рисунок 4) с микротвердостью 500–742 HV₁₀₀ (рисунок 5), расположенную на границах зерен в виде скоплений, состоящих из включений площадью 10–100 мкм², и отдельных, наиболее крупных в поле зрения изолированных включений – 300 мкм².

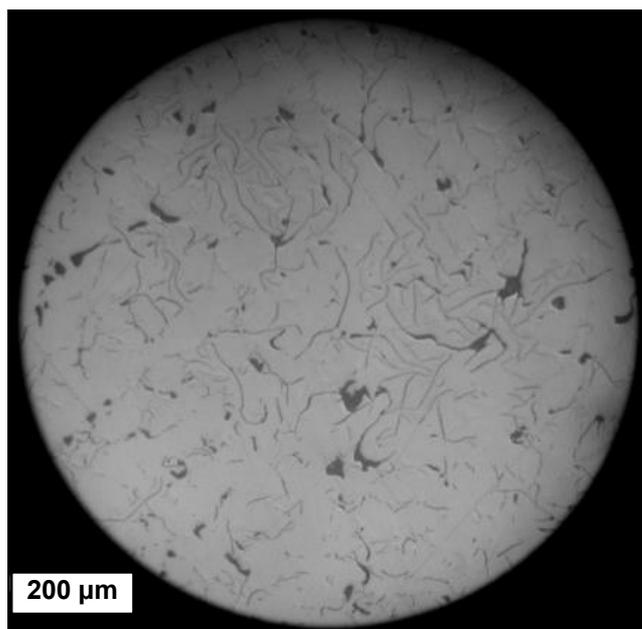


Рисунок 2 – Участок с пластинчатым завихренным графитом со средней длиной включений 400 мкм, x100

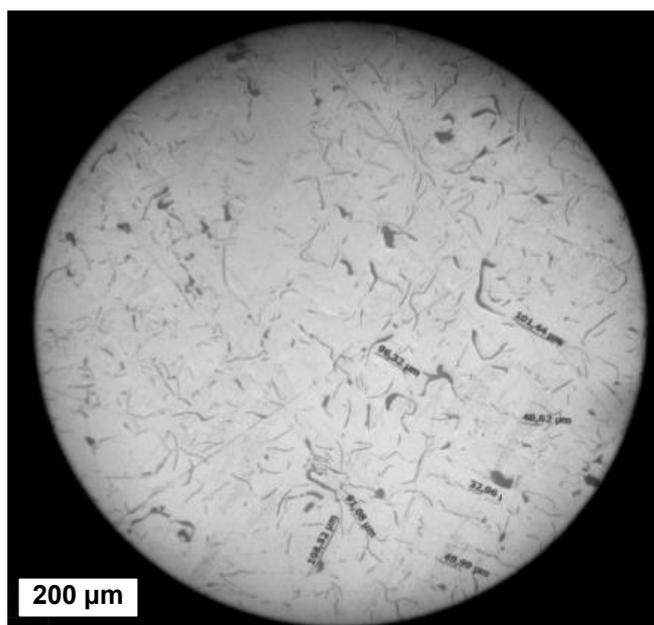


Рисунок 3 – Поле зрения, содержащее участок с укороченным графитом междендритного распределения и участок с равномерно распределенным графитом, x100

Микротвердость цементита 800–1100 НВ, цементита в сочетании с ФЭ – 500–700 НВ. Но для образования ФЭ нет условий (низкое содержание фосфора).

Легирующие компоненты лишь при достаточно высоком содержании образуют устойчивые карбиды, имеющие высокую микротвердость (карбиды хрома 1000–1600 кг/мм²). При низком содержании легирующего компонента, например хрома, образуются карбиды только цементитного типа, содержащие как углерод, так и легирующий компонент, и имеющие значительно более низкую микротвердость.

Поэтому, выявленная карбидная фаза оценивалась как цементит.

Из анализа рисунка 4, следует, что количество цементита 2–5 %. Площадь максимальных отдельных включений около 300 мкм².

Твердость по Виккерсу определялась на приборе ПМТ-3, удовлетворяющему требованиям ГОСТ 23677-79 с наконечником по ГОСТ 9377-81 по методу ГОСТ 2999-75. Общее увеличение микроскопа прибора ПМТ-3 при визуальных наблюдениях и измерениях

40-кратным эпиобъективом ОЭ-6 с апертурой $A = 0,65$ (фокусное расстояние $F = 6,16$) и винтовым окулярным 15-кратным микрометром АМ9-3 равно 485–487. Определение твердости проводилось в трех зонах нетравленного микрошлифа.

Оценка металлической матрицы проводилась на шлифе после травления 4 % раствором азотной кислоты в этиловом спирте.

Металлическая матрица состоит из пластинчатого перлита с микротвердостью в области завихренного графита 276 HV₁₀₀, на участке с прямолинейным графитом – 280–300 HV₁₀₀ и дисперсностью 1 мкм (рисунок 6), на участках с междендритным графитом – 378 HV₁₀₀. Дисперсность перлита в области графита междендритного распределения 0,5 мкм.

Для того чтобы избежать образования карбидов в структуре чугуна необходимо уменьшить степень переохлаждения при данной скорости охлаждения или расширить температурный интервал между стабильным и метастабильным превращениями, так как чем больше этот интервал, тем большая скорость охлаждения допустима без образования карбидов.

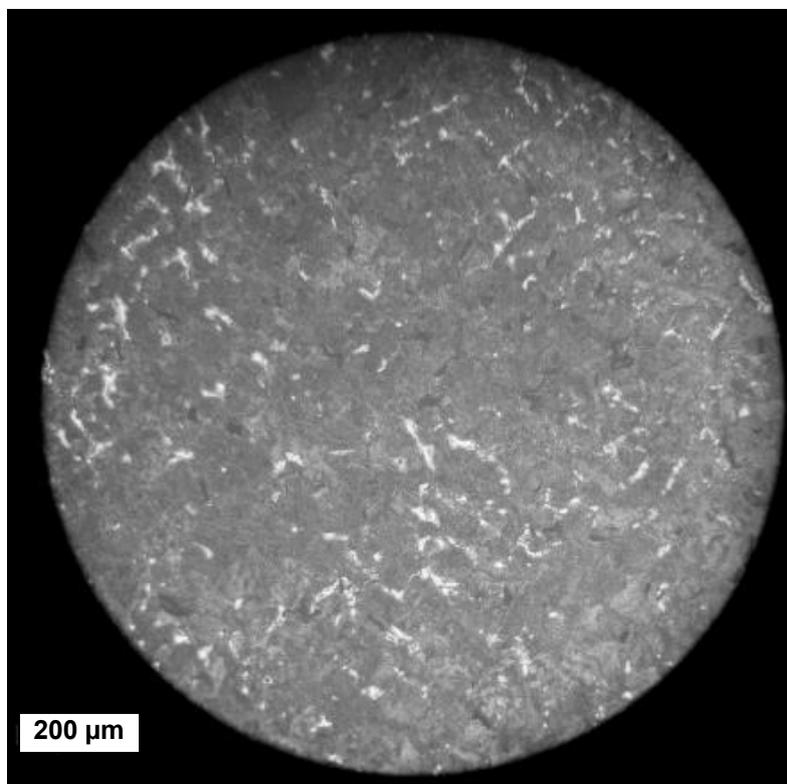


Рисунок 4 – Скопления карбидов цементитного типа, x100

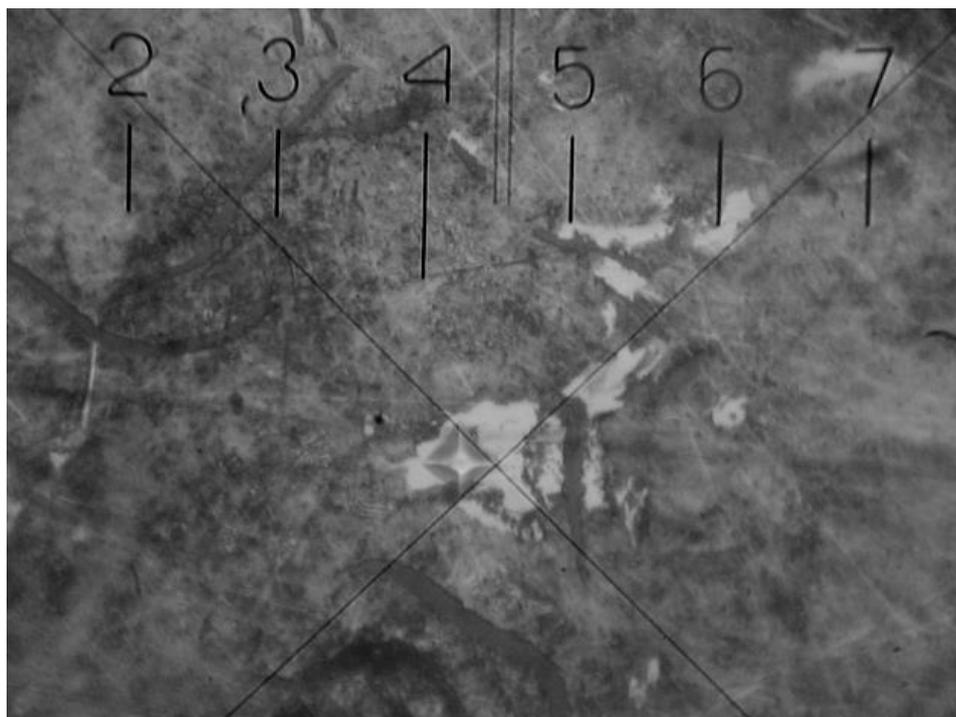


Рисунок 5 – Микротвердость карбидной фазы 742 HV₁₀₀

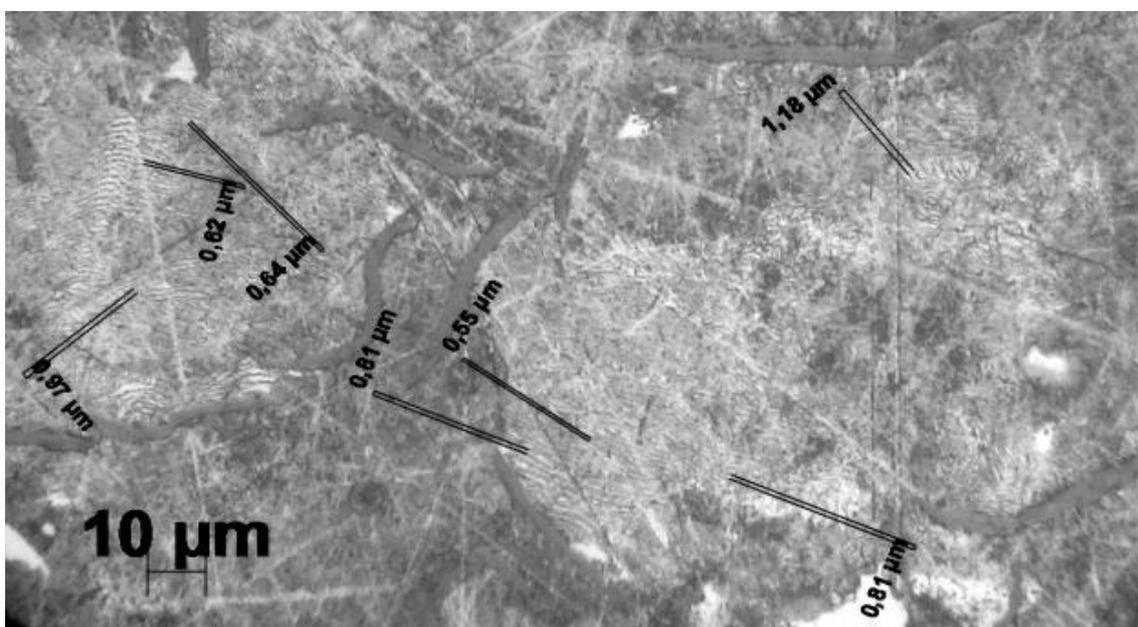


Рисунок 6 – Дисперсность перлита 1,0 мкм, x500

Чтобы устранить образование карбидов и в то же время получить чугун с высокими механическими свойствами, применяют модифицирование. Увеличение числа зародышей графита уменьшает степень переохлаждения при данной скорости охлаждения, вследствие чего снижается тенденция к меж-

дендритной ориентации графита. Это проявляется тем интенсивнее, чем меньше в чугуне потенциальных зародышей графита и чем меньше его эвтектичность.

С этой целью перед модифицированием производится термовременная обработка расплава. При перегреве происходят не-

сколько процессов (изменение жидкого состояния расплава, то есть изменение структуры ближнего порядка жидкого железа, что разрушает наследственную структуру и способствует дальнейшему преобразованию сплава при его кристаллизации, взаимодействие расплава с футеровкой печи, со шлаками и атмосферой), которые приводят к растворению имеющихся в сплаве зародышей графита и тем самым подготавливают сплав для введения нового типа зародышей и эффективного их воздействия. Но скорость охлаждения расплава после перегрева также оказывает влияние на процесс возникновения и выделения зародышей графита, т. к. высокий перегрев также быстро дезактивирует вновь введенные зародыши графита, поэтому температура введения модификатора должна быть по возможности низкой, как только это позволяют свойства модификатора и технологические условия.

Также важным для предотвращения образования структуры, содержащей карбиды и междендритный графит, является выбор оптимальной выдержки модификатора. При недостаточной выдержке модификатор не успевает равномерно распределяться по всему объему металла, при длительной выдержке происходит, очевидно, растворение или ошлакование зародышей, образованных модификатором.

Результаты исследования действия графитизирующих модификаторов показали, что значение относительной прочности синтетического чугуна наиболее высокое при модифицировании силикокальцием или смесями на его основе [1].

Выводы

Структура исследуемого образца неоднородна по форме и распределению графитовых включений и по дисперсности и микротвердости перлита.

50 % площади шлифа занимает структура, содержащая равномерно распределенный прямолинейный пластинчатый графит длиной 60–120 мкм. Количество графита 3–5 %. Металлическая матрица пластинчатый перлит в количестве от 98 % с межпластинчатым расстоянием 1 мкм.

ПГф1 – ПГр1 – ПГд90 – ПГ4 – Пт1 – П – Пд1,0

10 % площади шлифа занимает структура с равномерно распределенным завихренным графитом длиной 250–500 мкм. Количество графита 5–8 %. Металлическая матрица: перлит пластинчатый в количестве от 98 %.

ПГф2 – ПГр1 – ПГд350 – ПГ6 – Пт1 – П – Пд1,0

40 % площади шлифа занимает структура с прямолинейным графитом междендритного распределения длиной от 10 до 60 мкм. Количество графита 3–5 %. Металлическая матрица: перлит пластинчатый в количестве от 98 % с дисперсностью 0,3–0,8 мкм. Количество цементита 2–5 %. Максимальная площадь изолированных включений цементита меньше 2000 мкм².

ПГф1 – ПГр9 – ПГд45 – ПГ4 – Пт1 – П – Пд0,5 – Ц4 – Ц2000

Наличие в структуре междендритного графита и цементита говорит о низком эффекте модифицирования. Снижение эффекта модифицирования возможно из-за не оптимально выбранных режимов термовременной обработки и модифицирования.

При оптимально выбранных режимах термовременная обработка и модифицирование являются доступными и эффективными способами воздействия на жидкий металл при выплавке синтетических чугунов и позволяют успешно получать высококачественный чугун с однородной структурой. При этом предпочтительнее графитизирующее модифицирование, что обусловлено особенностями природы синтетического сплава.

Список литературы

1. Шумихин, В. С. Синтетический чугун [Текст] / В. С. Шумихин, П. П. Лузан, М. В. Желнис. – Киев.: Наукова думка, 1971. – 159 с.

*Мустафина Татьяна Владимировна – инженер
Мустафин Геннадий Акрамович – к.т.н., доцент
Марширов Игорь Викторович – к.т.н., доцент
Околович Геннадий Андреевич – д.т.н., профессор*

*ФГБОУ ВПО «Алтайский государственный
технический университет им. И. И. Ползунова»
(АлтГТУ), г. Барнаул, Россия*