УДК 669.13.6

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-2-237-76-80

*А. А. Барон, Л. В. Палаткина, М. С. Таранова, Д. Н. Гурулев***СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ ПРИ НАГРЕВЕ
В ДЕНДРИТНЫХ КРИСТАЛЛАХ СЕРОГО ЧУГУНА**

e-mail: a_baron@mail.ru, lv.palatkina@yandex.ru

На основе подхода к первичной структуре серого перлитного чугуна как к аналогу композиционного материала, армированного дискретными волокнами, проанализированы изменения, происходящие в дендритных кристаллах первичного аустенита при нагреве до температур, не превышающих критической точки A_{C1} .

Ключевые слова: серый чугун, дендриты первичного аустенита, ферритизация, обезуглероживание, микротвердость.

*A. A. Baron, L. V. Palatkina, M. S. Taranova, D. N. Gurulev***STRUCTURAL CHANGES UNDER HEATING
IN DENDRITIC CRYSTALS OF GREY CAST IRON**

Volgograd State Technical University

Based on approach to primary structure of grey pearlite cast iron as analogue of composite material reinforced with discrete fibers, changes occurring in dendritic crystals of primary austenite at heating to temperatures not exceeding critical point of A_{C1} are analyzed.

Keywords: grey cast iron, dendrites of primary austenite, ferritization, decarburization, microhardness.

Кристаллизация чугуна закономерно сопровождается прямой ликвацией углерода в жидкую фазу при одновременном вытеснении его из дендритов первичного аустенита ликвирующим в них кремнием [1, 2], а дальнейшее $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение фиксирует в дендритных ветвях пониженную дисперсность перлита. Кроме этого, при последующих нагревах (технологических или эксплуатационных) в области ниже критических температур такая ликвационная поляризация первичной структуры чугуна создает термодинамические условия для образования в дендритах преимущественно феррита, что сопровождается снижением прочностных свойств чугунных отливок [3, 4]. Однако характерные особенности обезуглероживания дендритных кристаллов для таких условий и возможности сохранения армирующей эффективности дендритной основы до конца не изучены. Также следует отметить, что отсутствие информации об изменении свойств дендритных кристаллов в интервале между «100 % перлита» и «100 % феррита» затрудняет прогноз оценки надежности и эксплуатационного ресурса чугунных тонкостенных отливок ответственного назначения. Исследования в данном направлении способствуют поиску новых путей повышения качества чугунных деталей для современного машиностроения, что является актуальной научно-практической задачей.

Из-за широкого распространения в маши-

ностроении наиболее интересны для исследования перлитные чугуны с пределом прочности от 150 до 350 МПа. Общая база промышленных испытаний разных марок серого чугуна включала порядка 142 плавов.

Металлографический анализ первичной и вторичной структур серых чугунов, полученных ваграночным способом по штатной технологии в производственных условиях литейного цеха, проводили на шлифах, изготовленных из материала стандартных разрывных образцов. При этом осуществляли просмотр всей поверхности шлифа путем перемещения предметного столика микроскопа с исследуемым образцом и выбирали для анализа в плоскости шлифа наиболее типичные 3–5 полей зрения. Оценка вторичной структуры проводилась в соответствии с требованиями ГОСТ 3443–87 [5]. Для выявления перлитной структуры металлической основы проводили кратковременное травление в 4 % HNO_3 . Количественные металлографические исследования определения объемной доли дендритных кристаллов первичного аустенита $f_{ДК}$ выполняли методом секущих на микроскопе МЕТАМ ЛВ-41, при увеличении 100. Дендритные кристаллы первичного аустенита выявлялись с помощью кратковременного (6–10 с) травления в смеси борной (10–30 г) и серной (объем 100 мл) кислот, чередующегося с промывкой шлифа в проточной воде и его переполровкой.

Используя композиционный подход к первичной структуре серого перлитного чугуна [6, 7, 8], склонность к обезуглероживанию и разрушение армирующих дендритов связывали с перепадом термодинамической активности углерода в микроликвационных зонах. Для проверки этого провели отбор составов чугунов, в которых не было обнаружено феррита (либо его количество не превышало 5 %) и провели расчет дебаланса кремния в микроликвационных зонах и оценку термодинамической активности углерода. Последнее находили по известной методике [1, 9] как разность кремниевых эквивалентов в дендритах $[C_{Si}]_c^{DK}$ и эвтектике $[C_{Si}]_c^{ЭВТ}$. Дебаланс кремниевого эквивалента $\Delta[C_{Si}]_c$:

$$\Delta[C_{Si}]_c = [C_{Si}]_c^{DK} - [C_{Si}]_c^{ЭВТ}, \quad (1)$$

Содержание кремния в дендритных кристаллах:

$$[C_{Si}]_c^{DK} = C_0^{Si} \cdot K_{ЭФ}^{Si} \cdot K_C^{Si}, \quad (2)$$

где C_0^{Si} – содержание кремния по химическому анализу; $K_{ЭФ}^{Si}$ – коэффициент эффективного распределения кремния [9]; K_C^{Si} – расчетный коэффициент пропорциональности кремния для серого чугуна [9, 10].

Содержание кремния в эвтектике:

$$[C_{Si}]_c^{ЭВТ} = C_0^{Si} \cdot ((1 - f_{DK} K_{ЭФ}^{Si}) / (1 - f_{DK})), \quad (3)$$

где C_0^{Si} – содержание кремния по химическому анализу; $K_{ЭФ}^{Si}$ – коэффициент эффективного распределения кремния [9]; f_{DK} – объемная доля дендритных кристаллов.

В рамках настоящей работы ограничились рассмотрением низкопрочного перлитного чугуна с пределом прочности при растяжении $\sigma_B = 180$ МПа (марка СЧ 18). Так как для этого состава характерно минимальное значение кремниевого эквивалента из всего проанализированного массива производственных плавов.

Химический состав плавки, приведенный ниже в табл. 1, соответствовал рекомендациям ГОСТ 1412–85 (СТ СЭВ 4560–84) [11]:

Таблица 1

Химический состав исследуемого чугуна

Содержание элементов, % масс							
C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu
3,26	0,95	1,48	0,10	0,14	0,14	0,10	0,10

Теоретическая степень эвтектичности [4] для исследуемого состава составила 0,86. При этом объемная доля дендритных кристаллов первичного аустенита $f_{DK} = 0,3$ в которых дебаланс кремниевого эквивалента равен $\Delta[C_{Si}]_c = 1,36$ при содержании кремния в дендритах и эвтектике соответственно $[C_{Si}]_c^{DK} = 2,21$ и $[C_{Si}]_c^{ЭВТ} = 0,85$.

С целью выбора температур нагрева, провоцирующих процессы ферритизации, рассчитали для данного состава критическую температуру A_{C1} по эмпирической формуле [12]:

$$A_{C1} = 730 + 28 \cdot (\% Si) - 25 \cdot (\% Mn), \quad (4)$$

которая составила 748 °С. Выбор критической температуры по номограмме [4] составил 776 °С.

На следующем этапе исследований одну из половинок стандартного разрывного образца после испытаний разделили на 5 равных частей согласно рис. 1. Пояснения по выбору температуры нагрева представлены в табл. 2.

Рис. 1. Схема порезки разрушенной половинки разрывного образца

Таблица 2

Обоснование температуры нагрева для исследования структурных изменений в дендритных кристаллах

№ образца	Температура нагрева, t_n , °С	Обоснование выбора температуры *
1	300	Верхний интервал нагрева при низкотемпературной тепловой обработке, используемой для снятия напряжений тонкостенных чугунных корпусных отливок [4]
2	500	Предельно допустимая температура отжига для снятия напряжений для марок СЧ 15 – СЧ 20 [4, 10]
3	700	Температуры, максимально приближенные к температуре начала аустенизации металлической основы чугуна. A_{C1} приняли как среднюю после расчетов по различным методам, представленным выше: $(748 + 776) / 2 = 762$ °С
4	725	
5	765	

* время выдержки 1 ч. с последующим охлаждением на спокойном воздухе в тигле

Для предотвращения обезуглероживания, образцы, перед загрузкой в печь, обрабатывали в насыщенном водном растворе медного купо-

роса, а при нагреве дополнительно защищали, помещая их в тигель с порошкообразным графитом.

Рис. 2. Типичная микроструктура металлической основы (дендритные кристаллы и эвтектическая матрица):
а – состояние после литья; *б* – после нагрева до 700 °C; *в* – после нагрева до 725 °C; *г* – после нагрева до 765 °C

Изменений в микроструктуре при нагреве образцов до температур 300 и 500 °С обнаружено не было. Структура металлической основы, как и в состоянии после литья, характеризовалась средним процентом площади, занятой пластинчатым перлитом (со средним расстоянием между пластинами цементита от 0,3 до 1,0 мкм) 95–98, а количество осажденного на графитовых кристаллах феррита эвтектической матрицы соответственно не превышало 5 %. При этом с увеличением температуры нагрева наблюдалось увеличение площади, занимаемой зернами перлита с наименьшей дисперсностью, в которых расстояние между пластинами цементита достигало 1,4–1,6 мкм, а изменений в количестве феррита не наблюдалось.

Нагрев образцов при температурах, максимально приближенных к субкритическим, спровоцировал дендритную ориентацию вторичной структуры, проявившуюся в ферритизации денд-

ритных ветвей (рис. 2 в, г) а перлит сохранился в металлической основе эвтектических ячеек. Следует отметить, что процесс обезуглероживания дендрита протекает последовательно, начинаясь в центре кристалла и постепенно распространяясь по всему его объему.

С целью подтверждения металлографической оценки процессов ферритизации, по разработанной в работе [13] методике определяли микротвердость на приборе ПМТ-3 в зонах дендритных кристаллов и эвтектической матрицы, предварительно подвергнув шлифы травлению на первичную структуру. Результаты замеров представлены на рис. 3.

При сопоставлении полученных значений микротвердости с характерной микроструктурой [14] показано, что в состоянии литья в дендритных кристаллах наблюдается наряду с пластинчатым перлитом более твердый и более прочный собитообразный перлит.

Рис. 3. Изменение значений микротвердости в зонах дендритных кристаллов и эвтектической матрицы после проведения термических воздействий

Видимые изменения, фиксируемые металлографическим анализом как ферритизация, сопровождаются снижением значений микротвердости в зонах дендритных кристаллов вплоть до начала процесса фазового превращения. При этом происходит сближение значений микротвердости в зонах эвтектики и дендритных кристаллов, хотя полное совпадение не достигается. Это обусловлено образованием в зонах дендритных кристаллов легированного кремнием феррита [14].

Заключение

В серых чугунах, при проведении анализа микроструктуры металлической основы, ее це-

лесообразно оценивать применительно к конкретным элементам структуры кристаллизации – дендритам и эвтектике, исходя из той роли, которую каждый из них играет в упрочнении композиции.

Судя по полученным значениям микротвердости, для данного состава чугуна структурные изменения при нагреве в дендритных кристаллах до температур 725 °С и выше должны привести к существенному снижению прочности. На это указывает отношение значений микротвердости в зонах дендритных кристаллов в состоянии после литья и после нагрева до критических температур.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ильинский, В. А. Закономерности микроликвации в железоуглеродистых сплавах и новые возможности литейной технологии / В. А. Ильинский, А. А. Жуков, Л. В. Костылева // Международный конгресс литейщиков МКЛ - 55. – М., 1988. – С. 1–11.
2. Ильинский, В. А. Микроликвация кремния в железоуглеродистых сплавах / В. А. Ильинский, Л. В. Костылева // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1989. – № 12. – С. 39–43.
3. Ильинский В. А. Влияние дендритной ликвации на перлитно-ферритную структуру серого чугуна / В. А. Ильинский, Л. В. Костылева // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1987. – № 5. – С. 47–50.
4. Чугун: справочник / под ред. А. Д. Шермана, А. А. Жукова. – М. : Металлургия, 1991. – 576 с.
5. ГОСТ 3443–87. Отливки из чугуна с различной формой графита. Методы определения структуры. – М. : Стандартинформ, 2005. – 42 с.
6. Ильинский, В. А. О композитном характере структуры кристаллизации чугунов с различной степенью эвтектичности / В. А. Ильинский, Л. В. Костылева // Изв. АН СССР. Металлы. – 1986. – № 5. – С. 116–118.
7. Ильинский, В. А. Прочность элементов первичной структуры и особенности разрушения серого чугуна / В. А. Ильинский, Л. В. Костылева, Е. Ю. Карпова // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1997. – № 3. – С. 23–26.
8. Паттерсон, В. Микроструктура чугуна и его свойства / В. Паттерсон // 29-й Международный конгресс литейщиков. – М. : Машиностроение, 1967. – С. 55–63.
9. Ильинский, В. А. Лабораторный практикум по курсу «Производство отливок из стали и чугуна»: учеб. пособие (гриф). Доп. УМО по образованию в области металлургии / В. А. Ильинский, Л. В. Костылева, Н. И. Габельченко ; ВолгГТУ. – Волгоград, 2008. – 78 с.
10. Могутов, Б. М. Термодинамика железоуглеродистых сплавов / Б. М. Могутов, И. А. Томилин, Л. А. Шварцман. – М. : Металлургия, 1972. – 328 с.
11. ГОСТ 1412–85 (СТ СЭВ 4560-84) Чугун с пластинчатым графитом для отливок. Марки. – Взамен ГОСТ 1412–79; введ. 01.01.87. – М. : Стандартинформ, 2005. – 8 с. – (Межгосударственный стандарт).
12. Машиностроение. Энциклопедический справочник. Технология производства машин. Р.3 Т.7 / под ред. В. М. Кована. – М. : МАШГИЗ, 1949. – 728 с.
13. Барон, А. А. О расчетном прогнозировании прочности серого чугуна / А. А. Барон, Л. В. Палаткина // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 3 (213) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2018. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 91–94.
14. Металловедение и термическая обработка стали и чугуна. В 3 т. : справочник. Т. 2: Строение стали и чугуна / под ред. А. Г. Рахштадта [и др.]. – М. : Интернет Инжиниринг, 2005. – 526 с.