

### Особенности влияния кинетики закалки на процессы и механизм изотермического распада аустенита в высокопрочных чугунах

Лущик П.Е., Рафальский И.В., Покровский А.И., Арабей А.В., Руленков А.Д.  
Белорусский национальный технический университет

Высокопрочные чугуны с шаровидным графитом (ВЧШГ) и чугуны с вермикулярным графитом (ЧВГ), которые подвергались различным режимам аустенитной термической обработки, обеспечивают получение структуры сплава, в матрице которой преобладают игольчатый (пластинчатый) феррит и аустенит в различном соотношении и различной морфологии [1-6]. В работах исследователей матричную структуру полученных аусферритных чугунов (АФЧ) принято называть бейнитом, несмотря на то, что карбиды при этом могут отсутствовать [2].

Основными этапами термической обработки аусферритных чугунов (рис. 1, по данным работы [1]) являются: 1) нагрев до температуры аустенизации (AB); 2) выдержка при температуре аустенизации (BC); 3) быстрое охлаждение до температуры изотермического превращения аустенита (CD); 4) выдержка при температуре изотермического превращения аустенита (DE) до его превращения в бейнит; 5) охлаждение до температуры окружающей среды (EF).

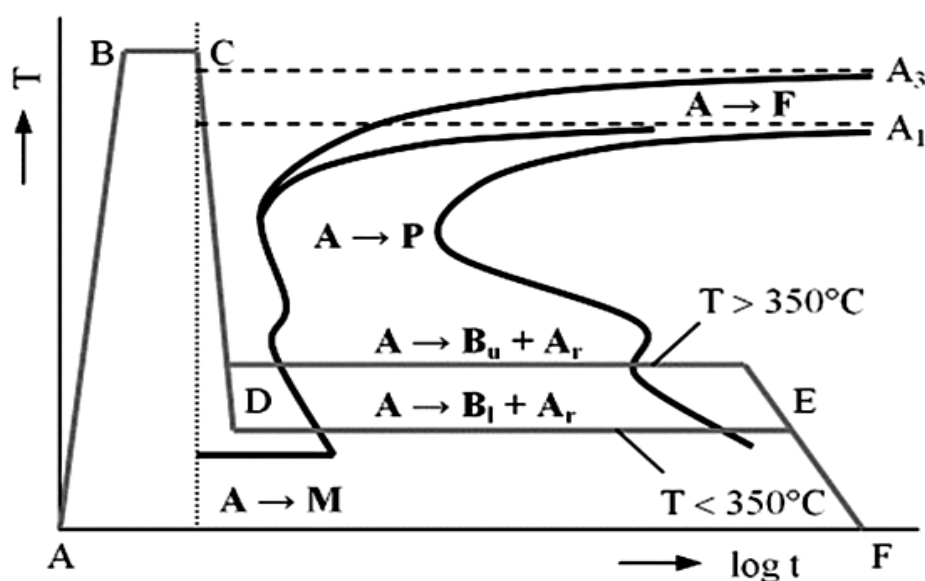


Рисунок 1 – Обобщенная схема основных этапов термической обработки аусферритных чугунов (А – аустенит, F – феррит, P – перлит, B<sub>u</sub> – верхний бейнит, B<sub>l</sub> – нижний бейнит, A<sub>r</sub> – остаточный аустенит, M – мартенсит) [1]

Кинетика и механизм изотермического распада аустенита при изотермической выдержке, по данным работы [7], основаны на протекании при температуре от 250 до 400°C твердофазных реакций превращения исходного аустенита закалки ( $\gamma$ -Fe) на феррит ( $\alpha$ -Fe) и высокоуглеродистый ( $\gamma$ -Fe<sub>HC</sub>) аустенит, который не превращается в мартенсит при охлаждении благодаря структурной стабилизации:



Реакция (1) характеризует первую стадию процесса изотермического распада аустенита, которая при увеличении времени выдержки и/или повышения температуры может перейти к протеканию реакции (2), включающей распад высокоуглеродистого аустенита на более стабильный феррит и карбиды (вторая стадия аустенитного отпуска, [7]):



Легирование сплава элементами, повышающими температуру эвтектического превращения, приводит к увеличению скорости зарождения феррита в аустените [8]. Появление карбидов при легировании может приводить к снижению физико-механических свойств АФЧ, поэтому большое значение имеет выбор параметров термической обработки, чтобы обеспечить так называемое окно технологической обработки (временной интервал от окончания первого этапа до начала второй стадии отпуска) [7, 8].

Изучение кинетики аустенитного превращения в АФЧ различных составов может проводиться на основе данных микроструктурных, рентгеноструктурных, дилатометрических исследований и измерений твердости образцов [6-10], а кинетика изотермического распада может быть описана уравнением Джонсона-Меля-Аврами [9]:

$$X = 1 - \exp[-(kT)^n], \quad (3)$$

где  $X$  – доля превращенного аустенита,  $k$  – константа скорости реакции,  $T$  – абсолютная температура,  $n$  – показатель степени.

Доля остаточного аустенита в АФЧ определяется его составом, температурой и временем отпуска. Результаты проведенных исследований, показали, что скорость аустенитного распада в АФЧ на основе системы Fe-C-Al выше, чем в чугунах с кремнием [8]. При этом время выдержки образцов до начала второй стадии аустенитного распада (технологическое окно  $\Delta t$ ), подвергнутых отпуску при 300°C, составляет около 90 минут (рис. 2), в то время как технологическое окно  $\Delta t$  для кремниевого чугуна при этой температуре составляет 15 минут, а для кремниевого чугуна при 400 °C составляет только 5 минут.

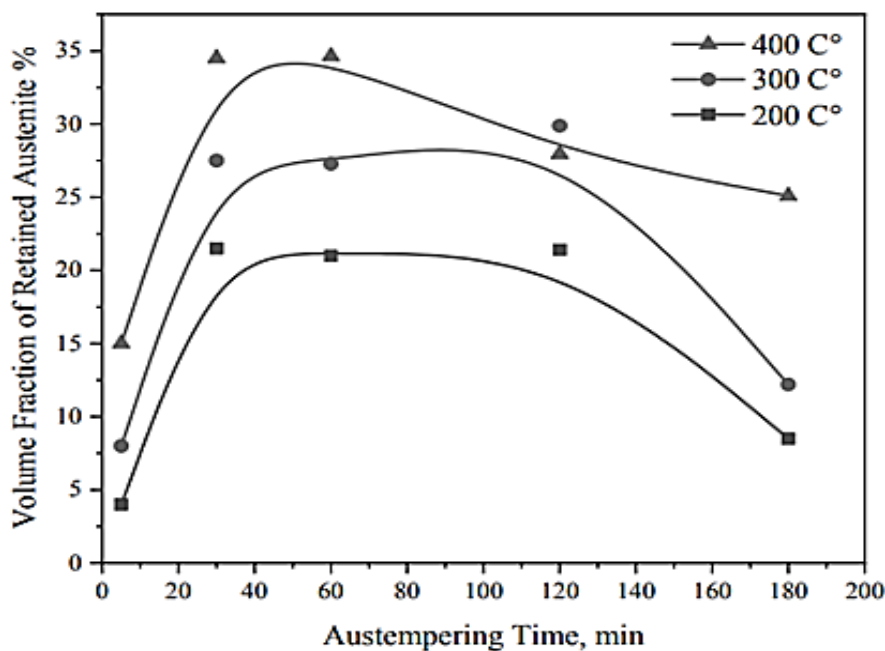


Рисунок 2 – Объемная доля остаточного аустенита в АФЧ (в %) в зависимости от времени выдержки аустенитного отпуска (мин.) при различных температурах (200, 300, 400 °C) (по данным [8])

Сообщается, что при низких температурах аустенитного отпуска (200 °С) из-за большой разницы между температурой аустенитизации и температурой аустенитного отпуска скорость образования бейнитного феррита является высокой [8]. Однако из-за низкой температуры отпуска медленно происходит диффузия углерода, что снижает скорость роста бейнитного феррита в поперечном направлении. Поэтому низкий отпуск способствует образованию нижнего бейнитного феррита. Повышение температуры аустенитного отпуска (уменьшение разницы температур между температурой аустенитизации и температурой аустенитного отпуска) снижает скорость образования бейнитного феррита, но при этом увеличивается скорость его роста и, как следствие, бейнитные ферриты утолщаются по мере превращения их верхний бейнит (при температуре аустенитного отпуска 400°С).

Исследуя влияние обработки давлением на структуру АФЧ, было установлено, что деформирование оказывает существенное влияние на кинетику структурно-фазовых превращений, сдвигая С-образные кривые изотермического распада вправо (рис. 3, [10]).

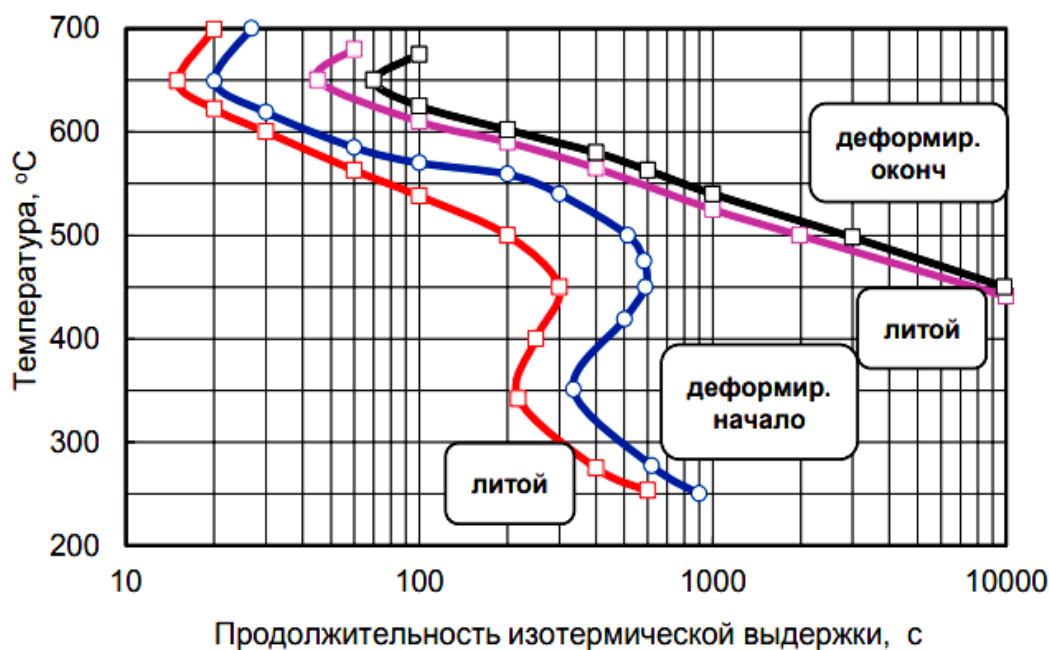


Рисунок 3 – Диаграмма изотермического распада одной из предложенных марок высокопрочного чугуна в литом состоянии (кривые слева) и после горячей пластической деформации (кривые справа), по данным [10]

Установленные закономерности кинетики структурно-фазовых превращений обеспечивают возможности получения АФЧ непосредственно после горячей пластической деформации, что позволяет исключить использование технологии изотермической закалки с применением экологически небезопасных соляных ванн.

### Литература

1. Vasko, A. Analysis of Factors Influencing Microstructure and Mechanical Properties of Austempered Ductile Iron. Commun. Sci. Lett. Univ. Zilina 2009. – Vol. 11 (4). – pp. 43–47.
2. Ojo Jeremiah Akinribide. A Review on Heat Treatment of Cast Iron: Phase Evolution and Mechanical Characterization / Ojo Jeremiah Akinribide, Olasupo Daniel Ogundare, Olanike Mary Oluwafemi [et al.] // Materials, 2022. – Vol. 15, Iss. 7109. – 38 p.
3. Дорошенко, В.С. Возможности литья чугуна с шаровидным графитом по газифицируемым моделям с изотермической закалкой отливок / В.С. Дорошенко // Литейное производство, 2017. – №11. – С. 7–14.

4. Skudlarek, W. Effect of austempering temperature on microstructure and mechanical properties of ductile cast iron modified by niobium / W. Skudlarek, M. N. Krmasha, Kassim S. Al-Rubaie [et al.] // *Journal of Materials Research and Technology*, 2021. – Vol. 12. – pp. 2414–2425.
5. Letyssia Niara De Godoi Pereira. Microstructural Evaluation of an Austempered Cast Iron Alloy / Letyssia Niara De Godoi Pereira , Ronaldo Gomes de Castro Medeiros, Patrícia Guimarães Monteiro de Freitas [et al.] // *Materials Research*, 2022. – Vol. 25. – 10 p.
6. Mrzygłód, B. Characteristics of ADI ductile cast iron with single addition of 1.56% Ni / B. Mrzygłód, A. Kowalski, I. Olejarczyk-Woźenska [et al.] // *Arch. Metall. Mater.*, 2017. – Vol. 62 (4). – pp. 2273–2280.
7. Pellizzari, M. Austempering kinetics of a ductile iron / M. Pellizzari, C. Menapace, G. Straffelini [et al.] // *La Metallurgia Italiana*, 2015. – No.10. – pp. 15–20.
8. Kazazi, A. The Austempering Kinetics, Microstructural Development, and Processing Window in the Austempered, Fe-3.2C-4.8Al Compacted Graphite Cast Iron / A. Kazazi , S. M. Montazeri, S. M. A. Boutorabi // *Iranian Journal of Materials Science and Engineering*, 2020. - Vol. 17, Number 4. – pp. 46-54.
9. [Pérez](#), M. J. Kinetic Study of the Austempering Reactions in Ductile Irons / [M. J. Pérez](#), [M. M. Cisneros](#), [E. Almanza](#), [S. Haro](#) // *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2012. – Vol. 21. – pp. 2460–2466.
10. Покровский, А.И. Концепция создания экономнолегированных аусферритных (бейнитных) высокопрочных чугунов / А.И. Покровский // *Литье и металлургия*, 2022. – №4. – С. 29–37.