



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-134-140>
УДК 669.13.017: 620.18; 669.13.017: 620.17

Поступила 01.04.2024
Received 01.04.2024

ВЛИЯНИЕ ОБРАБОТКИ ДАВЛЕНИЕМ НА СТРУКТУРУ ВЫСОКОПРОЧНОГО АУСФЕРРИТНОГО ЧУГУНА

П. Е. ЛУЩИК, Белорусский национальный технический университет, Республиканское инновационное унитарное предприятие «Научно-технологический парк БНТУ «Политехник», г. Минск, Беларусь, ул. Я. Коласа, 24. E-mail: l.pavel@park.bntu.by
А. И. ПОКРОВСКИЙ, Физико-технический институт НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь, Купревича, 10
И. В. РАФАЛЬСКИЙ, А. Д. РУЛЕНКОВ, Белорусский национальный технический университет, Республиканское инновационное унитарное предприятие «Научно-технологический парк БНТУ «Политехник», г. Минск, Беларусь, ул. Я. Коласа, 24. E-mail: rafalski@park.bntu.by

Представлены результаты исследования влияния обработки давлением (прямого горячего выдавливания) на структуру включений графита и металлической матрицы высокопрочного аусферритного чугуна. С использованием методов имитационного моделирования проведен сравнительный анализ процессов охлаждения литой заготовки из высокопрочного чугуна без деформирования и после деформации заготовки. Приведены результаты исследований влияния горячей деформации (до 950–970 °С) на структуру изломов и механические свойства заготовок из аусферритного высокопрочного чугуна.

Ключевые слова. Аусферритный высокопрочный чугун, микроструктура, бейнит, аустенит, графит, обработка давлением, моделирование.

Для цитирования. Лущик, П. Е. Влияние обработки давлением на структуру высокопрочного аусферритного чугуна. / П. Е. Лущик, А. И. Покровский, И. В. Рафальский, А. Д. Руленков // *Литье и металлургия*. 2024. № 2. С. 134–140. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-134-140>.

THE PRESSURE TREATMENT EFFECT ON THE HIGH-STRENGTH AUSTEMPERED DUCTILE IRON STRUCTURE

P. E. LUSHCHIK, Belarusian National Technical University, State Unitary Innovative Enterprise “Science and Technology Park of BNTU “Politechnik”, Minsk, Belarus, 24, Ya. Kolasa str. E-mail: l.pavel@park.bntu.by
A. I. POKROVSKY, Physical-Technical Institute NAS of Belarus, Minsk, Belarus, 10, Kuprevich str.
I. V. RAFALSKY, A. D. RULENKOV, Belarusian National Technical University, State Unitary Innovative Enterprise “Science and Technology Park of BNTU “Politechnik”, Minsk, Belarus, 24, Ya. Kolasa str. E-mail: rafalski@park.bntu.by

This paper presents the results of a study on the effect of pressure treatment (direct hot extrusion) on the structure of graphite inclusions and the metallic matrix of high-strength austempered ductile iron. Comparative analysis of the cooling processes of the cast high-strength ductile iron billet without deformation and after deformation was carried out using simulation modeling methods. The results of the study on the effect of hot deformation (up to 950–970 °C) on the fracture structure and mechanical properties of austempered high-strength ductile iron billets are presented.

Keywords. Austempered ductile iron, microstructure, bainite, austenite, graphite, pressure treatment, modeling.

For citation. Lushchik P. E., Pokrovskiy A. I., Rafalskiy I. V., Rulenkov A. D. The pressure treatment effect on the high-strength austempered ductile iron structure. *Foundry production and metallurgy*, 2024, no. 2, pp. 134–140. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-134-140>.

Введение

Высокопрочный чугун является оптимально сбалансированным и перспективным конструкционным материалом для ряда ответственных машиностроительных изделий (поршневые и уплотнительные кольца, блоки цилиндров, коленчатые и распределительные валы, тормозные барабаны, диски сцепления, тормозные барабаны, ступицы колес, коробки дифференциалов, кронштейны, гидравлические муфты, подвески рессор, картеры задних мостов).

Основные направления исследований высокопрочного чугуна акцентированы на задачах совершенствования структуры и повышения его свойств путем изменения морфологии графита от разветвленной

к сферической (высокопрочный чугун) и переход на аустенито-бейнитную структуру металлической матрицы, которая содержит некоторое количество нераспавшегося аустенита (аусферритный чугун), что достигается за счет использования методов модифицирования при литье сплавов, специальной термической обработки и деформации.

Проведенные исследования показали, что высокопрочные чугуны с шаровидным графитом, которые подвергали различным режимам термической обработки (закалки от температуры аустенизации с последующим изотермическим отпуском в интервале аустенитного превращения в бейнит), обеспечивают получение структуры сплава, в матрице которой преобладают игольчатый (пластинчатый) феррит и аустенит в разном соотношении и различной морфологии [1–3]. Обобщенная схема основных этапов термической обработки (рис. 1) представлена в работе [1]: нагрев до температуры аустенизации (участок *AB*); выдержка при температуре аустенизации (участок *BC*); быстрое охлаждение до температуры изотермического превращения аустенита (участок *CD*); выдержка при температуре изотермического превращения аустенита (участок *DE*) до его превращения в бейнит; охлаждение до температуры окружающей среды (участок *EF*).

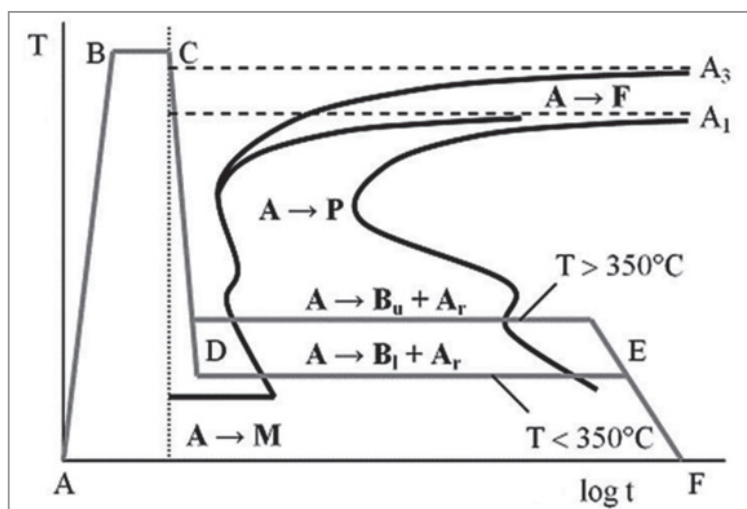


Рис. 1. Обобщенная схема основных этапов термической обработки аусферритных чугунов:

A – аустенит; F – феррит; P – перлит; B_u – верхний бейнит; B_l – нижний бейнит; A_r – остаточный аустенит; M – мартенсит [1]

Матричную структуру полученных чугунов принято называть бейнитной, несмотря на то что карбиды при этом могут отсутствовать [4], а сами чугуны могут быть аусферритными ADI (ADI от английского Austempered Ductile Iron – высокопрочный чугун с шаровидным графитом, изотермически закаленный на аусферритную структуру) или бейнитными.

Механизм изотермического распада аустенита при изотермической выдержке, по данным работы [5], основан на протекании при температурах от 250 до 400 °С твердофазных реакций превращения исходного аустенита закалки (γ -Fe) на феррит (α -Fe) и высокоуглеродистый (γ -Fe_{HC}) аустенит:



Реакция (1) характеризует первую стадию процесса изотермического распада аустенита, которая при увеличении времени выдержки и/или повышения температуры может перейти к протеканию твердофазной реакции, включающей распад высокоуглеродистого аустенита на термодинамически более стабильный феррит и карбиды (вторая стадия аустенитного отпуска, [5]):



Существенное влияние на структуру и свойства ADI оказывают легирующие добавки. В работе [6] приведены результаты исследования влияния никеля на механические свойства и структуру ADI, а также указывается о выполненных исследованиях легированных ADI хромом, марганцем, бором, влиянии комплексных добавок Ni–Mo, Ni–Cu, Mn–Cu, Ni–Mo–Cu. Результаты исследования влияния температуры аустенитного отпуска на микроструктуру и механические свойства ADI, модифицированного ниобием, представлено в [7]. В [8] сообщается, что легирование сплава элементами, повышающими температуру эвтектического превращения, приводит к увеличению скорости зарождения феррита в аустените.

Значительное влияние на кинетику структурно-фазовых превращений в ADI оказывает деформирование, сдвигая *S*-образные кривые изотермического распада вправо (рис. 2, [9]).

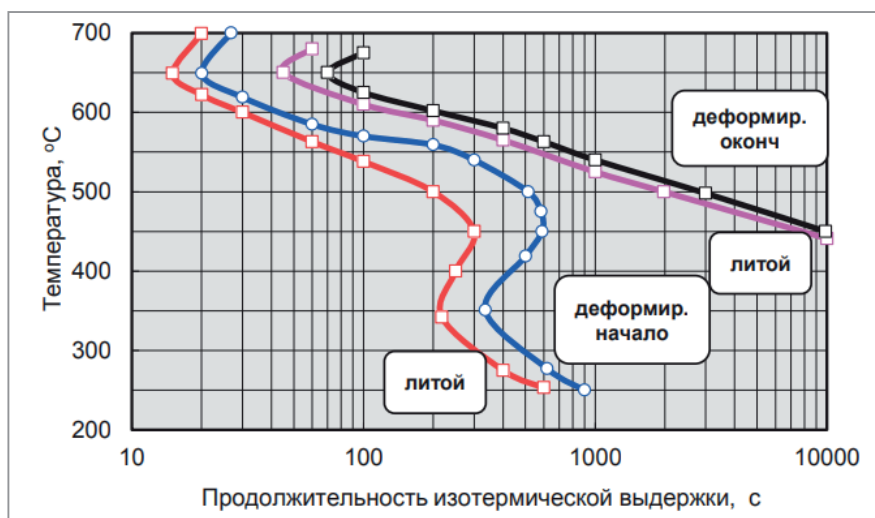


Рис. 2. Диаграмма изотермического распада высокопрочного чугуна в литом состоянии (кривые слева) и после горячей пластической деформации (кривые справа) [9]

Цель настоящей работы – исследование влияния обработки давлением на структуру графита и металлической матрицы высокопрочного чугуна, подвергнутого закалке от температуры аустенизации с последующим изотермическим отпуском в интервале аустенитного превращения.

Результаты исследований микроструктуры

С использованием методов оптического и электронно-микроскопического анализа установлены особенности влияния обработки давлением на структуру графита и металлической матрицы высокопрочных чугунов, предварительно подвергнутых закалке от температуры аустенизации с последующим изотермическим отпуском в интервале аустенитного превращения. Химический состав исследованного сплава приведен ниже.

Химический элемент	C	Si	Mn	Cu	Mg	Mo
Массовый %	3,6–3,8	2,2–2,4	до 0,3	до 0,5	до 0,04	до 0,2

Обработку давлением проводили путем деформирования методом прямого горячего выдавливания образцов чугуна цилиндрической формы диаметром до 28 мм после их индукционного нагрева до температуры 950–970 °С со степенью обжатия до 80 %.

Установлено, что после обработки давлением структура ADI характеризуется наличием равномерно распределенных в металлической матрице фаз графита как с компактной, близкой к сферической, так и с искаженной, вытянутой формой, преимущественно от 10 до 30 мкм (рис. 3).

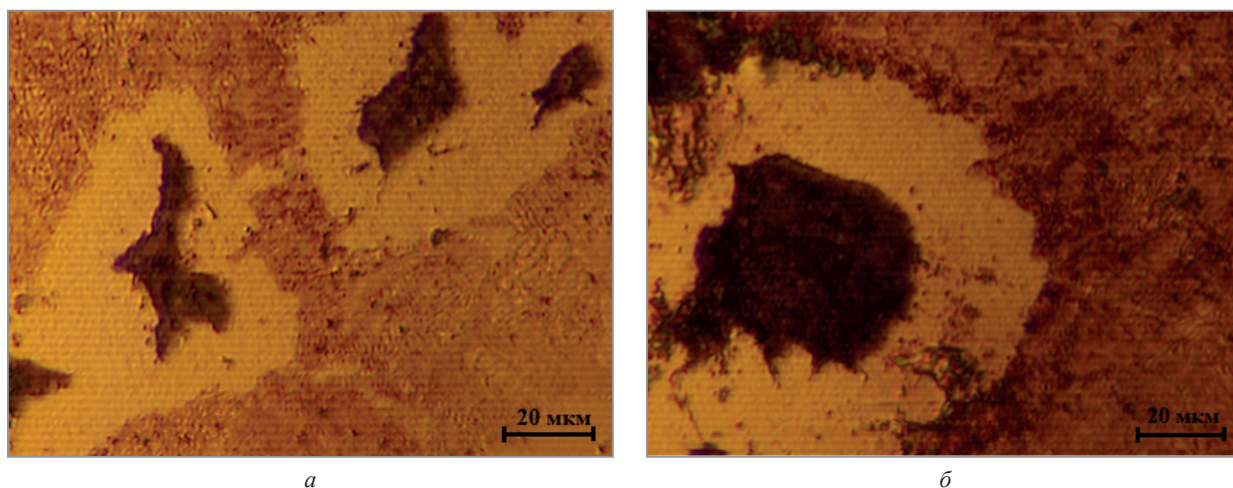


Рис. 3. Структура ADI после обработки давлением с различной морфологией графитных включений: а – вытянутая форма; б – компактная, близкая к глобулярной форма. Поперечное сечение деформированного прутка

С использованием данных электронной микроскопии установлено, что металлическая матрица исследованного ADI преимущественно характеризуется пластинчато-перистыми перлитными структурами, различная ориентация которых объясняется большой степенью деформации образца (рис. 4, 5). На рис. 4, *а* показана обедненная карбидами ферритная область (зона 1) с включением фазы первичного графита вытянутой формы (зона 2), окруженная областями пластинчато-перьевой структуры (зоны 3 и 4), различным образом ориентированным в пространстве. На рис. 4, *б* представлено изображение фазы графита, близкой к глобулярной формы, со следами пластической деформации на границе раздела «графит-феррит» в периферийной части включения графита (зона 1).

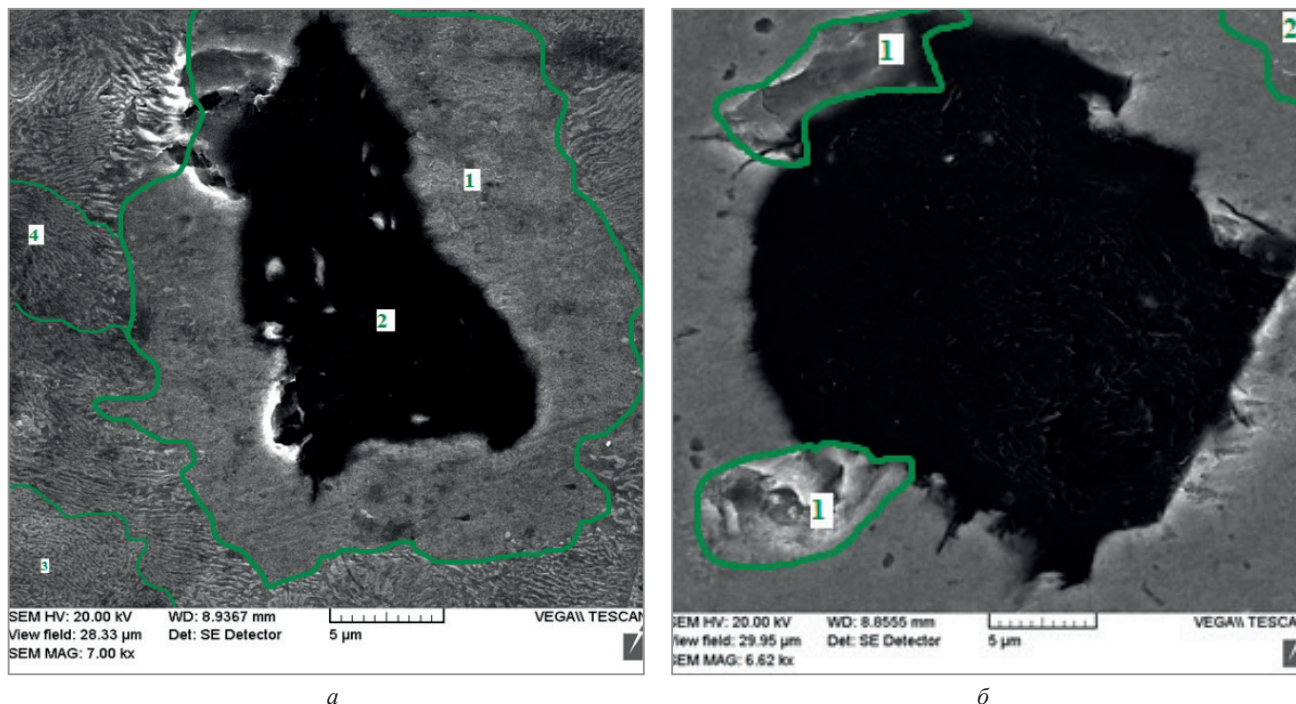


Рис. 4. Результаты электронно-микроскопического исследования структуры ADI с различной морфологией графитных включений: *а* – вытянутая форма. $\times 7000$; *б* – компактная форма. $\times 6620$

Результаты испытаний на растяжение образцов заготовок из ADI, подвергнутых горячему деформированию, показали, что временное сопротивление разрыву составляет 724–833 МПа, относительное удлинение – 1,8–2,3 %.

Топография изломов в местах разрушения образцов (шейки) исследована с использованием данных сканирующей электронной микроскопии. Изображение поверхности поперечных изломов образцов показано на рис. 5.

Излом на рисунке смешанный и представлен тремя типами: 1) хрупкий транскристаллитный с характерным ручьевидным узором (выделено красной окружностью); 2) хрупкий интеркристаллитный (выделено синей окружностью); 3) вязкий (выделено зеленой окружностью). Равномерно распределенные в поперечном сечении графитные включения имеют преимущественно округлую форму со средним размером 10–20 мкм. Следов внутреннего дробления графитных включений (разрушения до мелких фрагментов), а также трещин и внутренних дефектов металлической матрицы сплава не выявлено. При наблюдениях в поперечном сечении трудно трактовать, происходит ли разрушение графитных включений.

На рис. 5, *а*, *в* показана зона более вязкого излома. Можно предположить, что это пластинки феррита и цементита в перлитной составляющей. На рис. 5, *б* представлена более хрупкая зона.

Анализ процессов охлаждения литой заготовки из ADI

С использованием методов имитационного моделирования проведен сравнительный анализ процессов охлаждения литой заготовки из высокопрочного чугуна без применения методов деформирования и после деформации заготовки. В зависимости от наследственной структуры (литая или после деформирования) выполнен анализ распределения основных структурных составляющих (бейнит/аустенит) в одинаковый момент времени.

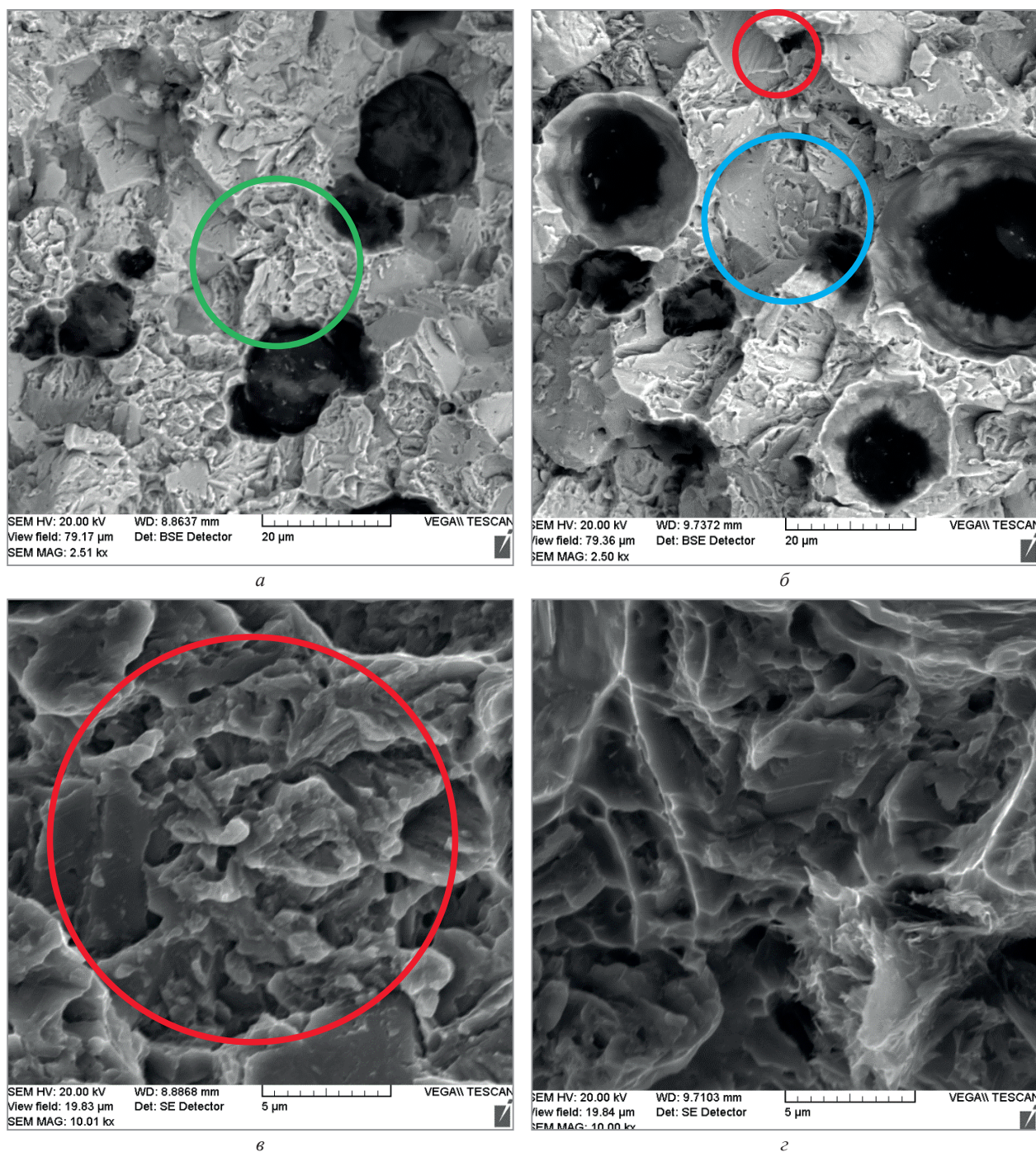


Рис. 5. Фрактограммы поперечных изломов (образцы на растяжение) образцов ADI после горячего деформирования:
a, б – изображение в отраженных электронах (*a* – $\times 2510$; *б* – $\times 2500$);
в, з – изображение во вторичных электронах (*в* – $\times 10010$; *з* – $\times 10000$)

Исходя из данных, что деформирование оказывает существенное влияние на кинетику структурно-фазовых превращений (см. рис. 2), были подготовлены модели процесса охлаждения чугуновых заготовок типа «Втулка» с различными входными параметрами изотермического превращения аустенита в перлит, аустенита в бейнит и аустенита в мартенсит. Для соблюдения одинаковых условий при термической обработке в качестве исходной геометрии для расчета охлаждения литой заготовки была взята геометрия заготовки с аналогичными размерными параметрами после деформации.

Численный анализ показал, что при исследованных режимах обработки значения фазовых составляющих отличаются примерно на 15%. Так, для расчетного момента времени после начала охлаждения 1000 с отношение объемной доли бейнита к аустениту в литой заготовке составляет примерно 28/72, в то время как в заготовке после деформирования для аналогичного момента времени охлаждения – примерно 23/77 (рис. 6).

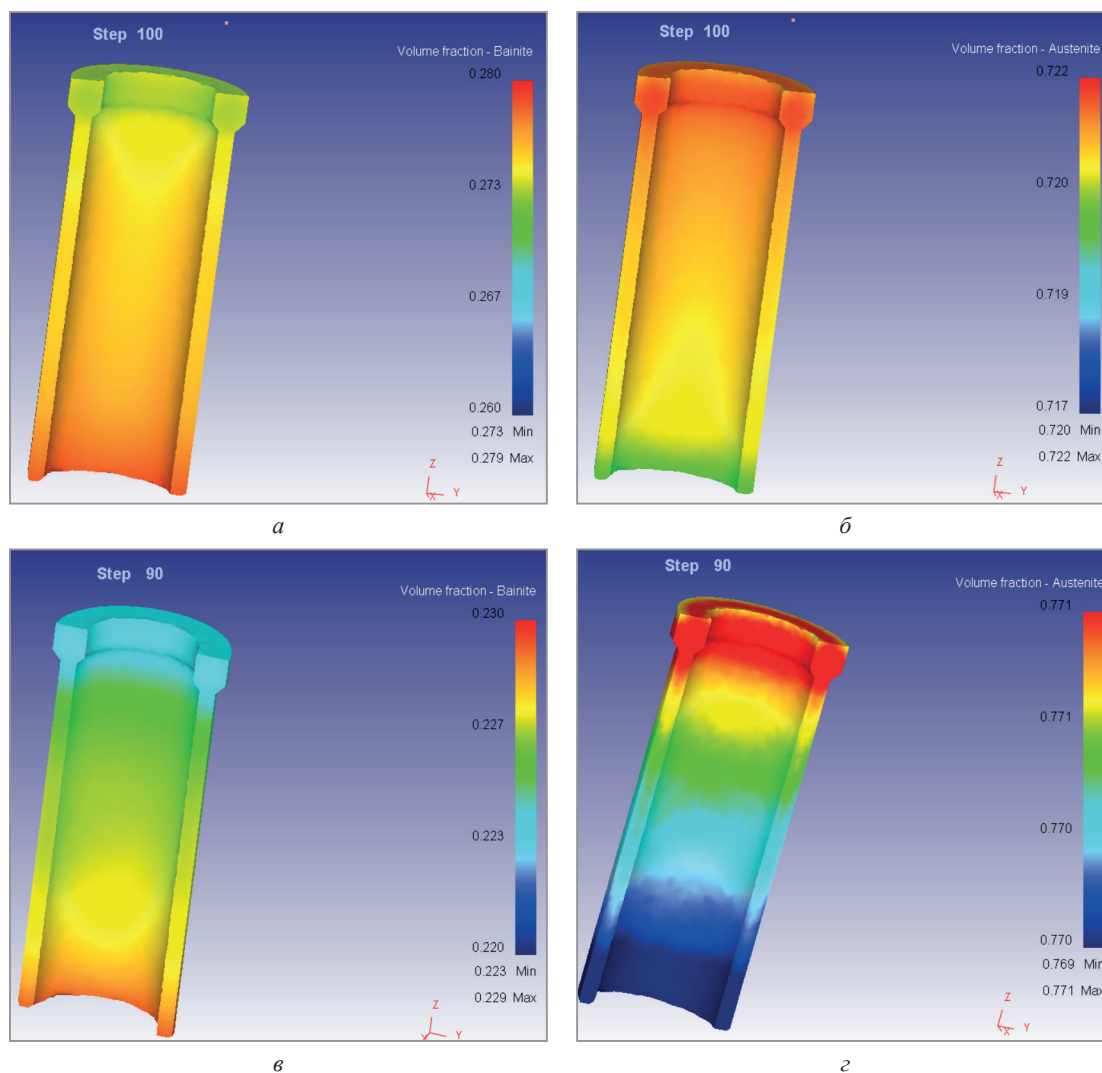


Рис. 6. Распределение фракции бейнита (а, в) и аустенита (б, г) в объеме литой (а, б) и деформированной (в, г) заготовок типа «Втулка» из ADI при охлаждении от 970 °С в момент времени 1000 с

На основе полученных данных о процессах формирования литых заготовок из аусферритного высокопрочного чугуна можно предложить следующий алгоритм получения и обработки ADI:

1. Проведение плавки чугуна заданного (базового) химического состава в индукционной печи с кислой футеровкой.
2. Проведение операции модифицирования чугуна для получения шаровидной формы графита с использованием магнийсодержащих лигатур.
3. Разливка модифицированного чугуна в формы для получения заготовок требуемой конфигурации и их охлаждение до температуры ниже температуры солидуса. Для получения форм могут быть использованы постоянные металлические формы (с регулируемым теплоотводом) или разовые литейные формы (песчано-глинистые, из стержневой смеси и др.).
4. Выбивка заготовок из форм для их последующего горячего деформирования в интервале 900–1000 °С и термообработки для получения заданной структуры ADI.

Выводы

1. С использованием методов оптического и электронно-микроскопического анализа установлены особенности влияния обработки давлением на структуру графита и металлической матрицы высокопрочных чугунов, предварительно подвергнутых закалке от температуры аустенизации с последующим изотермическим отпуском в интервале аустенитного превращения. Установлено, что после обработки давлением со степенью обжатия до 80 % структура ADI в поперечном сечении характеризуется наличием равномерно распределенных в металлической матрице фаз графита как с компактной, близкой к сферической, так и с искаженной, вытянутой формой, преимущественно от 10 до 30 мкм. Металлическая

матрица исследованного чугуна преимущественно характеризуется пластинчато-перистыми структурами, различная ориентация которых объясняется большой степенью деформации образца.

2. С использованием методов имитационного моделирования проведен сравнительный анализ процессов охлаждения литой заготовки из высокопрочного чугуна без применения методов деформирования и после деформации заготовки. В зависимости от наследственной структуры (литая или после деформирования) выполнен анализ распределения основных структурных составляющих (бейнит/аустенит). Установлено, что применение деформирования литой заготовки из ADI приводит к снижению объемной доли бейнита.

3. Анализ топографии поверхности образцов после испытаний на растяжение позволяет сделать вывод о том, что разрушение носит смешанный характер, а его фрактограммы представлены тремя типами: 1) хрупкий транскристаллитный с характерным ручьевидным узором; 2) хрупкий интеркристаллитный; 3) вязкий. Равномерно распределенные в поперечном сечении графитные включения имеют преимущественно округлую форму со средним размером 10–20 мкм. Следов внутреннего дробления графитных включений (разрушения до мелких фрагментов), а также трещин и внутренних дефектов металлической матрицы сплава не выявлено.

4. Полученные результаты могут быть использованы при разработке составов и технологических процессов изготовления литых изделий из аусферритного высокопрочного чугуна.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Vasko, A.** Analysis of factors influencing microstructure and mechanical properties of austempered ductile iron / A. Vasko // *Commun. Sci. Lett. Univ. Zilina.* – 2009. – Vol. 11 (4). – P. 43–47.
2. Microstructural evaluation of an austempered cast iron alloy / Letyssia Niara De Godoi Pereira [et al.] // *Materials Research.* – 2022. – Vol. 25. – 10 p.
3. Kinetic study of the austempering reactions in ductile irons / M.J. Pérez [et al.] // *Journal of Materials Engineering and Performance.* – 2012. – Vol. 21. – P. 2460–2466.
4. A review on heat treatment of cast iron: phase evolution and mechanical characterization / Ojo Jeremiah Akinribide [et al.] // *Materials.* – 2022. – Vol. 15, iss. 7109. – 38 p.
5. Austempering kinetics of a ductile iron / M. Pellizzari [et al.] // *La Metallurgia Italiana.* – 2015. – No 10. – P. 15–20.
6. Characteristics of ADI ductile cast iron with single addition of 1.56% Ni / B. Mrzygłód [et al.] // *Arch. Metall. Mater.* – 2017. – Vol. 62, iss. 4. – P. 2273–2280.
7. Effect of austempering temperature on microstructure and mechanical properties of ductile cast iron modified by niobium / W. Skudlarek [et al.] // *Journal of Materials Research and Technology.* – 2021. – Vol. 12. – P. 2414–2425.
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, no. 4. – P. 46–54.
9. **Покровский, А. И.** Концепция создания экономнолегированных аусферритных (бейнитных) высокопрочных чугунов / А. И. Покровский // *Литье и металлургия.* – 2022. – № 4. – С. 29–37.

REFERENCES

1. **Vasko A.** Analysis of factors influencing microstructure and mechanical properties of austempered ductile iron. *Commun. Sci. Lett. Univ. Zilina*, 2009, vol. 11, no. 4, pp. 43–47.
2. **Letyssia Niara De Godoi Pereira [et al.]**. Microstructural evaluation of an austempered cast iron alloy. *Materials Research*, 2022, vol. 25, 10 p.
3. **Pérez M.J., Cisneros M.M., Almanza E., Haro S.** Kinetic study of the austempering reactions in ductile irons. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2012, vol. 21, pp. 2460–2466.
4. **Ojo Jeremiah Akinribide, Olasupo Daniel Ogundare, Olanike Mary Oluwafemi [et al.]** A review on heat treatment of cast iron: phase evolution and mechanical characterization. *Materials*, 2022, vol. 15, iss. 7109, 38 p.
5. **Pellizzari M., Menapace C., Straffelini G. [et al.]**. Austempering kinetics of a ductile iron. *La Metallurgia Italiana*, 2015, no. 10, pp. 15–20.
6. **Mrzygłód B., Kowalski A., Olejarczyk-Woźenska I. [et al.]**. Characteristics of ADI ductile cast iron with single addition of 1.56% Ni. *Arch. Metall. Mater.*, 2017, vol. 62, iss. 4, pp. 2273–2280.
7. **Skudlarek W., Krmasha M.N., Kassim S. Al-Rubaie [et al.]**. Effect of austempering temperature on microstructure and mechanical properties of ductile cast iron modified by niobium. *Journal of Materials Research and Technology*, 2021, vol. 12, pp. 2414–2425.
8. **Kazazi A., Montazeri S.M., Boutorabi S.M.A.** The austempering kinetics, microstructural development, and processing window in the austempered, Fe-3.2C-4.8Al compacted graphite cast iron. *Iranian Journal of Materials Science and Engineering*, 2020, vol. 17, no. 4, pp. 46–54.
9. **Pokrovsky A. I.** Konceptsiya sozdaniya ekonomnolegirovannykh ausferritnykh (beinitnykh) vysokoprochnykh chugunov [Concept for development of economically alloyed ausferritic (bainitic) ductile cast irons]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2022, no. 4, pp. 29–37.