

ISSN 1561-8358 (Print)

ISSN 2524-244X (Online)

<https://doi.org/10.29235/1561-8358-2026-71-3-212-220>

УДК 669.13.017:620.18



*К 95-летию Физико-технического института
Национальной академии наук Беларуси*

Оригинальная статья

А. Т. Волочко*, М. С. Ковалько

*Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси,
ул. Академика Купревича, 10, 220084, Минск, Республика Беларусь*

**ОСОБЕННОСТИ КИНЕТИКИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ
В АУСФЕРРИТНО-КАРБИДНЫХ ЧУГУНАХ КЛАССА CAD1**

Аннотация. Проведен анализ терминологии и особенностей структурообразования высокопрочных чугунов классов ADI и CAD1. Дано обоснование термина «аусферрит» для описания металлической матрицы, формирующейся при изотермической закалке. Отмечено, что ключевым отличием двухфазной (феррит + аустенит) бейнитоподобной структуры от мартенсита является диффузионный механизм перераспределения углерода, полностью подавляющий выделение карбидов. Показаны экспериментальные данные, подтверждающие механизм деформационного мартенситного превращения (TRIP-эффект) в сплавах CAD1, который обеспечивает повышение прочности и износостойкости. Основное внимание уделено исследованию кинетики распада переохлажденного аустенита в CAD1. Экспериментально установлено и теоретически обосновано влияние карбидной фазы на гетерогенное зарождение перлита и аусферрита, что отображается в необходимости повышения критической скорости закалки по сравнению с ADI для подавления диффузионного распада и формирования аусферритной структуры. Полученные данные могут найти широкое применение в промышленности (машиностроение, литейное производство) при получении изделий, работающих в условиях ударно-абразивного износа.

Ключевые слова: аусферрит, карбиды, чугун, CAD1, ADI, TRIP-эффект, кинетика превращений, феррит, гетерогенное зарождение

Благодарности: работа выполнена при финансовой поддержке Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований (грант № T25MC-002).

Конфликт интересов: авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Информация об авторах: *Волочко Александр Тихонович* – доктор технических наук, профессор, начальник отдела материаловедения и литейно-деформационных технологий – заведующий лабораторией микроструктурных и аморфных материалов Физико-технического института Национальной академии наук Беларуси, <https://orcid.org/0009-0004-4101-827>, e-mail: volochkoat@mail.ru; *Ковалько Михаил Сергеевич* – кандидат технических наук, заместитель начальника отдела материаловедения и литейно-деформационных технологий Физико-технического института Национальной академии наук Беларуси, <https://orcid.org/0009-0006-4080-5278>, e-mail: kovalko.m@mail.ru

Вклад авторов: оба автора в равной степени внесли свой вклад в исследовательскую работу.

Для цитирования: Волочко, А. Т. Особенности кинетики фазовых превращений в аусферритно-карбидных чугунах класса CAD1 / А. Т. Волочко, М. С. Ковалько // Весті Нацыянальнай акадэміі навук Беларусі. Серыя фізіка-тэхнічных навук. – 2026. – Т. 71, № 3. – С. 212–220. <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2026-71-3-212-220>

Поступила в редакцию: 30.04.2026

Доработанный вариант: 08.07.2026

Утверждена к публикации: 02.09.2026

Подписана в печать: 16.09.2026

*On the 95th Anniversary of the Physical-Technical Institute
of the National Academy of Sciences of Belarus*

Original article

Alexander T. Volochko*, Mikhail S. Kovalko

*Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus,
10, Academician Kuprevich St., 220084, Minsk, Republic of Belarus*

**FEATURES OF THE PHASE TRANSFORMATION KINETICS
IN AUSFERRITIC-CARBIDIC CAST IRONS OF THE CADI CLASS**

Abstract. The paper provides an analysis of the terminology and structural features of high-strength cast irons of the ADI and CADI classes. A rationale is provided for the term “ausferrite” to describe the metallic matrix formed during isothermal quenching. It is noted that the key distinction of the two-phase (ferrite + austenite) bainite-like structure from martensite is the diffusional mechanism of carbon redistribution, which completely suppresses carbide precipitation. Experimental data confirming the mechanism of deformation-induced martensitic transformation (TRIP effect) in CADI alloys, which provides increased strength and wear resistance, are presented. The main focus is on investigating the kinetics of supercooled austenite decomposition in CADI. The influence of the carbide phase on the heterogeneous nucleation of pearlite and ausferrite has been experimentally established and theoretically substantiated, which is reflected in the need to increase the critical quenching rate compared to ADI in order to suppress diffusional decomposition and form an ausferritic structure. The obtained data can find wide application in industry (mechanical engineering, foundry production) in the manufacture of castings for components operating under impact-abrasive wear conditions.

Keywords: ausferrite, carbides, cast iron, CADI, ADI, transformation kinetics, ferrite, heterogeneous nucleation

Acknowledgments: this work was supported by the Belarusian Republican Foundation for Basic Research (grant no. T25MS-002).

Conflict of interest: the authors declare no conflicts of interest.

Information about the authors: Alexander T. Volochko – Dr. Sci (Engineering), Professor, Head of the Department of Materials Science and Casting and Deformation Technologies – Head of the Laboratory of Microcrystalline and Amorphous Materials at Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, <https://orcid.org/0009-0004-4101-827>, e-mail: volochkoat@mail.ru; Mikhail S. Kovalko – Cand. Sci. (Engineering), Deputy Head of the Department of Materials Science and Casting and Deformation Technologies at Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, <https://orcid.org/0009-0006-4080-5278>, e-mail: kovalko.m@mail.ru

Contribution of the authors: both authors contributed equally to the research work.

For citation: Volochko A. T., Kovalko M. S. Features of the phase transformation kinetics in ausferritic-carbidic cast irons of the CADI class. *Vesti Natsyonal'noi akademii nauk Belarusi. Seriya fizika-tekhnichnykh nauk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2026, vol. 71, no. 3, pp. 212–220 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2026-71-3-212-220>

Received: 30.04.2026

Modified: 08.07.2026

Approved for publication: 02.09.2026

Signed to the press: 16.09.2026

Введение. Сплавы класса ADI (Austempered Ductile Iron) и CADI (Carbidic Austempered Ductile Iron) являются наиболее перспективными разновидностями высокопрочных чугунов, которые сочетают в себе хорошие литейные свойства и высокий уровень прочности и вязкости. Достижение предела прочности до 1600 МПа при сохранении высокой ударной вязкости и износостойкости стало возможным благодаря формированию особой структуры металлической матрицы [1–3]. Однако как в русскоязычной, так и в англоязычной литературе до сих пор существуют терминологические неточности, связывающие эту структуру с мартенситом или классическим бейнитом.

Принципиальное различие между мартенситным и бейнитным (аусферритным) превращениями лежит в механизме и роли углерода. Мартенситное превращение является бездиффузионным, сдвиговым. Весь углерод, растворенный в исходном аустените, наследуется мартенситом, формируя пересыщенный твердый раствор внедрения с объемно-центрированной тетрагональной решеткой. При изотермической выдержке в интервале 250–450 °С в чугунах, легированных кремнием (1,5–3,0 %), реализуется иной механизм. Как показано в [4], кремний блокирует выделение цементита. Превращение начинается со сдвигового образования реек бескарбидного феррита

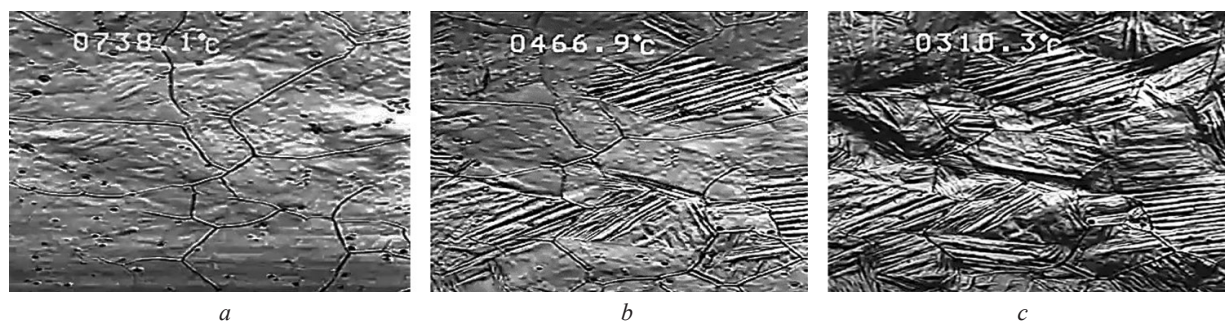


Рис. 1. Изменение структуры на различных стадиях аустенитно-бейнитного превращения при снижении температуры: *a* – до 738 °C; *b* – до 466 °C; *c* – до 310 °C; 500 $\times$ [5]

Fig. 1. Changes in structure at different stages of the austenite-bainitic transformation with decreasing temperature: *a* – up to 738 °C; *b* – up to 466 °C; *c* – up to 310 °C; 500 $\times$ [5]

по границам зерен (рис. 1) и сопровождается диффузионным отеснением углерода из растущей α -фазы (малоуглеродистого феррита) в окружающий аустенит. Образуется структура из реек α -фазы и прослоек высокоуглеродистого (1,2–1,8 % C) термически стабильного остаточного аустенита (γ -фазы).

Именно эта двухфазная феррито-аустенитная смесь, принципиально свободная от карбидов, получила название «аусферрит» (от *austenite* + *ferrite*). Она не является ни мартенситом (нет пересыщения углеродом в решетке феррита), ни классическим бейнитом из-за отсутствия карбидов. Аусферрит формируется на первой стадии изотермической выдержки, которая в англоязычной литературе называется *technological window* или *ausferrite window*. Выход за пределы этого окна по времени приводит к распаду обогащенного аустенита на смесь феррита и карбидов, что уже соответствует классическому бейниту и приводит к резкому падению вязкости.

Высокие эксплуатационные свойства сплава CADI связаны не только с исходной аусферритной структурой, но и с ее изменением под нагрузкой – TRIP-эффектом (Transformation Induced Plasticity). Многочисленные публикации и собственные исследования подтверждают, что метастабильный остаточный аустенит под действием ударных или циклических нагрузок претерпевает деформационное мартенситное превращение. В [6] методом рентгеновской дифракции было доказано, что после пластической деформации концентрация остаточного аустенита в поверхностном слое сплава ADI снижается. Авторы зафиксировали уменьшение доли аустенита в среднем на 19 %, что соответствует превращению около 50 % от его исходного объема в мартенсит деформации. Принципиально важно, что это превращение носит локальный характер, концентрируясь в наиболее нагруженных микрообъемах – на пересечениях полос скольжения и двойников, где зарождаются кристаллы мартенсита. Это создает градиент свойств в поверхностном слое детали, резко повышая предел прочности, поверхностную твердость и износостойкость, при сохранении вязкой сердцевины. Для чугунов CADI, где высокотвердая карбидная фаза уже присутствует, дополнительный TRIP-эффект аусферритной матрицы позволяет нивелировать охрупчивающее действие карбидов и достичь высоких показателей износостойкости при больших нагрузках, как показано в [7].

Таким образом, в CADI реализуется двойственный механизм упрочнения: постоянная твердость от карбидов типа $\text{Fe}(\text{Cr})_3\text{C}$ и динамическое упрочнение от превращения «аустенит $\rightarrow$ мартенсит» в аусферритной матрице. Поэтому целью работы являлось выявление кинетических особенностей и теоретическое обоснование механизмов распада переохлажденного аустенита в чугунах CADI, определяющих критическую скорость закалки, для обеспечения максимальной доли остаточного аустенита в структуре как необходимого условия реализации деформационного мартенситного превращения (TRIP-эффекта), ответственного за итоговое упрочнение и износостойкость.

Материалы и методы исследования. Для проведения сравнительных исследований и изучения хода фазовых превращений были получены оптимизированные составы сплавов ADI

и САДИ (табл. 1). Выплавка предложенных составов осуществлялась в индукционных печах, при этом для регулирования роста и размеров карбидной фазы для модифицирования использовалась комплексная добавка на основе ФС65Ба4 (ТУ 14-5-321-2010)¹ и порошка титана.

Т а б л и ц а 1. Химический состав железоуглеродистых сплавов для исследований
 Table 1. Chemical composition of iron-carbon alloys for research

Тип сплава Alloy type	Содержание элементов, мас.% Content of elements, wt.%											
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	S	P	Mg	Al	B	Mo
№ 1 (АДИ)	3,5	1,22	0,55	0,25	0,45	0,67	< 0,01	< 0,02	0,03	0,10	0,028	0,22
№ 2 (САДИ)	4,13	1,35	0,46	1,80	0,41	0,65			0,035	0,15	0,031	0,27

Изотермическая закалка для получения аусферритной матрицы проводилась по ступенчатому режиму: аустенитизация при 900 °С и изотермическая выдержка в интервале 300–375 °С. Ключевым параметром эксперимента являлась варьируемая скорость охлаждения от температуры аустенитизации до температуры изотермы в диапазоне 1–20 °С/с. Это проводилось для оценки кинетики превращений. Структуру исследовали методами оптической и электронной микроскопии. Фазовый анализ определяли на дифрактометре ДРОН-3М с использованием излучения Cu-K_α со сканированием в диапазоне углов от 10° до 100°. Объемная часть остаточного аустенита (V_γ) определялась согласно методике [8; 9] по формуле

$$V_\gamma = \frac{1,4I_\gamma}{I_\alpha + 1,4I_\gamma}, \quad (1)$$

где I_γ – средняя интегральная интенсивность линий (220) γ и (311) γ ; I_α – средняя интегральная интенсивность от линии (211) α .

Испытания на ударно-абразивное воздействие с целью получения TRIP-эффекта проводили в дробеметной установке. В качестве абразива использовали чугунную дробь диаметром 1–2 мм. Скорость вылета дроби, рассчитанная по окружной скорости лопаток импеллера, составляла ~ 65 м/с. Обработка продолжалась 30 мин. Количество остаточного аустенита до и после испытаний определяли рентгеноструктурным методом по формуле (1). Твердость поверхности измеряли по методу Роквелла.

Результаты и их обсуждение. В литом состоянии карбидный высокопрочный чугун представляет собой перлитно-карбидную металлическую матрицу с расположенными в ней включениями шаровидного графита средним размером до 25–50 мкм (рис. 2).

При охлаждении чугуна от температуры аустенизации (900 °С) до температуры изотермы (350 °С) происходит начало распада переохлажденного аустенита. Именно изменение степени переохлаждения является ключевым моментом в изменении скорости и числа центров

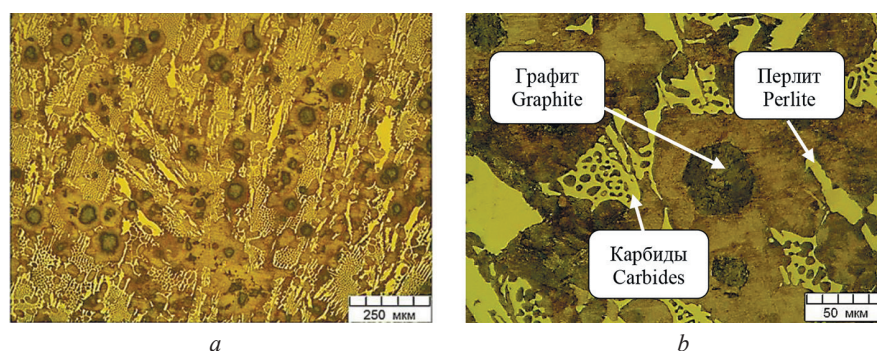


Рис. 2. Микроструктура карбидного чугуна с шаровидным графитом: а – 100 $\times$; б – 500 $\times$

Fig. 2. Microstructure of spheroidal graphite carbide cast iron: a – 100 $\times$; b – 500 $\times$

¹ ТУ 14-5-321-2010. Модификаторы комплексные графитизирующие. Челябинск, 2010. 29 с.

для зарождения новой фазы. Однако быстрое охлаждение приводит к бездиффузионному превращению, когда решетка аустенита перестраивается в феррит по сдвиговому механизму. В связи с этим изменение степени переохлаждения также влияет на стабильность нераспавшегося аустенита (остаточного), следовательно, по изменению его количества в сплаве можно судить о степени завершения фазовых превращений. Центральной задачей работы являлось экспериментальное и теоретическое доказательство принципиального различия в кинетике превращений переохлажденного аустенита в сплавах ADI и CADI (см. табл. 1). В табл. 2 приведены результаты исследования влияния скорости охлаждения на количество остаточного аустенита.

Таблица 2. Результаты рентгеноструктурного анализа образцов после полного цикла термообработки
Table 2. Results of X-ray structural analysis of samples after a full cycle of heat treatment

Тип сплава Alloy type	Скорость охлаждения при закалке, °C/s Cooling rate during quenching, °C/s	Количество остаточного аустенита, % Amount of residual austenite, %
№ 1 (ADI)	1	21
	5	34
	20	38
№ 2 (CADI)	1	7
	5	19
	20	36

Как видно из табл. 2, при малой скорости охлаждения (1 °C/s) количество остаточного аустенита в CADI очень мало (7 %) по сравнению с ADI (21 %). Это указывает на то, что аустенит в CADI успел распасться по диффузионному механизму в перлитной области еще до достижения зоны аусферритного превращения. Лишь увеличение скорости охлаждения до 20 °C/s позволяет сохранить в CADI до 36 % аустенита, приближаясь к показателям ADI.

Данное явление можно объяснить следующим образом: в сплавах CADI эвтектические карбиды (Fe,Cr)₃C, распределенные по границам, становятся готовыми подложками для гетерогенного зарождения новой фазы.

Согласно классической теории гетерогенного зарождения [10], работа образования критического зародыша ($\Delta G_{\text{гет}}$) связана с работой его гомогенного образования через краевой угол смачивания (θ):

$$\Delta G_{\text{гет}} = \Delta G_{\text{гом}} \cdot f(\theta), \quad (2)$$

где $\Delta G_{\text{гом}}$ – работа образования зародыша в гомогенных условиях; $f(\theta)$ – функция краевого угла смачивания, зависящая от соотношения межфазных энергий на границах «зародыш–матрица» и «зародыш–подложка».

Поскольку для зарождения цементита перлита на готовой карбидной подложке характерен малый угол θ , функция $f(\theta)$ значительно меньше 1. Это многократно снижает энергетический барьер для начала распада аустенита в области 550–600 °C по сравнению с ADI, где центрами зарождения служат границы аустенитных зерен с более высокой межфазной энергией.

В итоге резко возрастает скорость зарождения центров новой фазы (I):

$$I = I_0 \exp\left(-\frac{\Delta G_{\text{гет}}}{kT}\right) \cdot \exp\left(-\frac{Q}{kT}\right), \quad (3)$$

где I_0 – предэкспоненциальный множитель; Q – энергия активации диффузии атомов; k – постоянная Больцмана; T – абсолютная температура.

Таким образом, поверхность раздела «карбид–аустенит» действует как катализатор диффузионного перлитного превращения. Построенные кривые начала изотермического распада (рис. 3) подтверждают, что для CADI «носик» С-образной диаграммы в перлитной области смещен влево, в сторону меньших времен. Следовательно, для подавления нежелательного перлитного превращения критическая скорость закалки для CADI должна быть существенно выше,

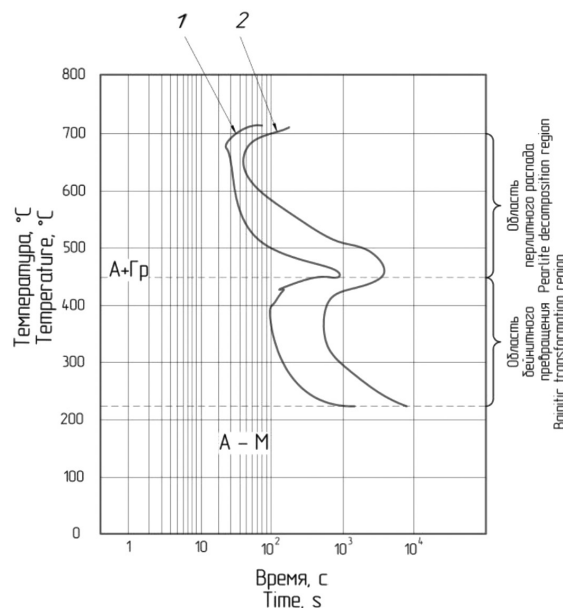


Рис. 3. Кривые начала изотермического распада в CADI (1) и ADI (2)
 Fig. 3. Curves of the onset of isothermal decomposition in CADI (1) and ADI (2)

чем для ADI. Все это является фундаментальным технологическим требованием, которым нельзя пренебрегать, компенсируя его только изменениями химического состава матрицы.

Аналогичный механизм гетерогенного зарождения работает и на стадии формирования самого аусферрита. Установлено, что наличие дисперсных карбидов в матрице CADI предоставляет дополнительные центры для зарождения реек бескарбидного феррита (рис. 4).

В итоге зарождение реек α -Fe приводит к значительному измельчению конечной аусферритной структуры. Как показало исследование [11], наличие дисперсных частиц Fe_3C обуславливает уменьшение толщины реек мелкодисперсного аусферрита от 100 до 50 нм. В нашем случае управление типом карбидной фазы путем комбинированного модифицирования Fe_3C с порошком титана позволяет не только ускорить процесс формирования аусферрита, но и создать когерентные границы раздела « Fe_3C – $\alpha(\text{Fe})$ », которые являются местом концентрации для напряжений, что дополнительно повышает вязкость разрушения.

Для подтверждения роли деформационного мартенситного превращения (TRIP-эффекта) в упрочнении чугунов CADI были проведены исследования фазового состава и свойств экспериментальных образцов с аусферритно-карбидной структурой до и после их обработки в дробе-метной установке. После ударного воздействия количество остаточного аустенита снизилось от 38 до 20 %, то есть примерно 47 % от его исходного объема претерпело мартенситное превращение. При этом твердость поверхности увеличилась с 55 по 58 HRC.

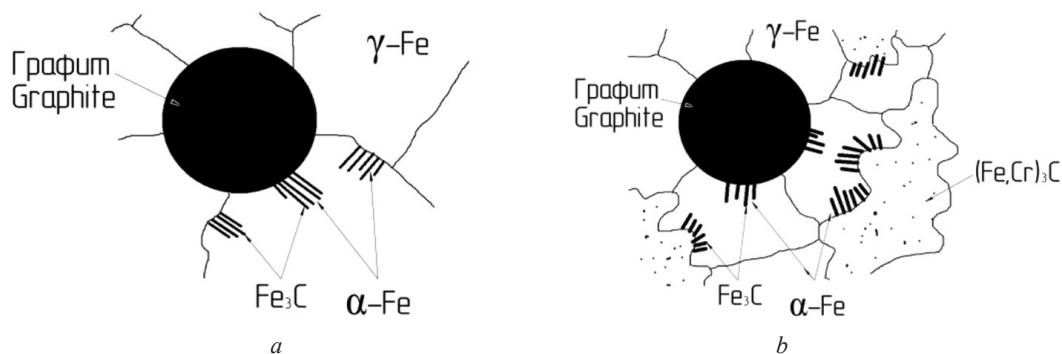


Рис. 4. Схемы начала перлитного превращения (при 550–600 °C) в сплавах ADI (a) и CADI (b)
 Fig. 4. Schemes of the onset of pearlite transformation (at 550–600 °C) in ADI (a) and CADI (b) alloys

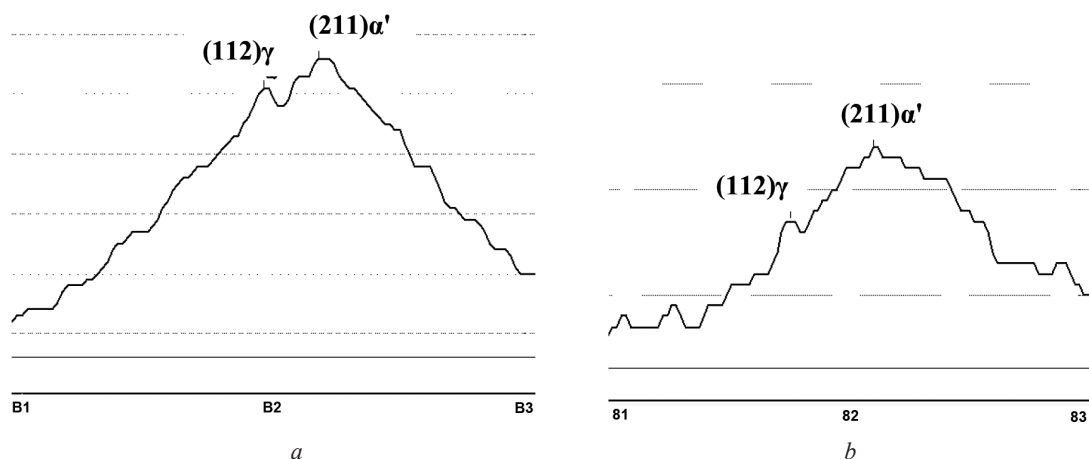


Рис. 5. Дифрактограммы образцов CADI в интервале $2\theta = 81\text{--}83^\circ$: *a* – исходное состояние; *b* – после ударного воздействия. Рефлексы: (112) – остаточный аустенит (γ -Fe), (211) – мартенсит деформации (α' -Fe)

Fig. 5. Diffraction patterns of CADI samples in the range $2\theta = 81\text{--}83^\circ$: *a* – initial state; *b* – after impact action. Reflections: (112) – residual austenite (γ -Fe), (211) – deformation martensite (α' -Fe)

Также для доказательства механизма деформационного мартенситного превращения был проведен рентгеноструктурный анализ образцов CADI до и после ударного воздействия в области углов $2\theta = 81\text{--}83^\circ$, где расположены рефлексы (112) аустенита и (211) феррита/мартенсита (рис. 5). На дифрактограммах образцов CADI отчетливо наблюдается расслоение пика, соответствующее γ -(112)- и α' -(211)-фазам. Количественный анализ (табл. 3) показал, что доля аустенита в этом двухфазном участке снизилась от ~ 77 до ~ 23 % (образцы до и после испытаний соответственно), что хорошо коррелирует с общим снижением содержания остаточного аустенита от 38 до 20 % в испытываемых образцах.

При этом зафиксировано значительное уширение рефлекса (211) α' после деформации (полуширина увеличилась с $0,51$ до $0,92^\circ 2\theta$), что свидетельствует о высокой плотности дефектов кристаллической решетки, микронапряжениях и дисперсности мартенситных кристаллов, сформировавшихся в результате предполагаемого TRIP-эффекта. Уменьшение полуширины пика (112) γ (от $1,43$ до $0,21^\circ$) может указывать на гомогенизацию оставшегося аустенита по углероду и повышение его стабильности.

Таблица 3. Результаты рентгеноструктурного анализа образцов CADI до и после ударного воздействия (рефлексы (112) γ и (211) α')

Table 3. Results of X-ray structural analysis of CADI samples before and after impact (reflexes (112) γ and (211) α')

Вид образца Type of sample	Пик Peak	$2\theta, ^\circ$	Интегральная интенсивность, имп. Integral intensity, imp.	Полуширина, $^\circ 2\theta$ Half-width, $^\circ 2\theta$	Относительное содержание γ -Fe в двухфазном участке, % Relative content of γ -Fe in the two-phase region, %
До испытаний Before testing	(112) γ	81,86	9	1,43	77
	(211) α'	82,17	35	0,51	–
После испытаний After the testing	(112) γ	81,74	14	0,21	23
	(211) α'	82,10	14	0,92	–

Совокупность полученных данных однозначно подтверждает реализацию деформационного превращения $\gamma \rightarrow \alpha'$ в структуре CADI при ударном воздействии, что обеспечивает дополнительное локальное упрочнение поверхностного слоя.

Заключение. Термин «аусферрит» является единственно корректным для описания двухфазной структуры чугунов ADI и CADI, полученной в «технологическом окне» изотермической закалки. Принципиальное отличие структуры чугунов от структуры мартенсита заключается в отсутствии пересыщенного твердого раствора углерода в α -Fe, а от бейнита – в отсутствии карбидов.

Ключевым кинетическим отличием CADI от ADI является гетерогенное зарождение перлита и аусферрита на готовых карбидных подложках. Это ускоряет как нежелательный диффузионный распад, так и целевое бейнитное превращение. Теоретически и экспериментально доказано, что для подавления образования перлита критическая скорость закалки CADI должна быть выше в 3–5 раз, чем у ADI.

Эксплуатационное упрочнение и высокая износостойкость сплавов ADI и CADI обеспечиваются TRIP-эффектом – деформационным превращением метастабильного остаточного аустенита в мартенсит. Экспериментально подтверждено, что в чугунах CADI реализуется TRIP-эффект, обеспечивающий дополнительное упрочнение при эксплуатации. Под действием ударных нагрузок содержание остаточного аустенита снижается от 38 до 20 %, а твердость поверхности возрастает с 55 по 58 HRC. Это прямое доказательство деформационного мартенситного превращения, которое в сочетании с высокой твердостью карбидной фазы создает двойственный механизм повышения износостойкости.

Предложенные составы и способы модифицирования и легирования позволяют управлять типом карбидов, создавая сеть дисперсных, когерентных матрице частиц $\text{Fe}(\text{Cr})_3\text{C}$ и TiC , которые служат эффективными подложками для зарождения дисперсного аусферрита, обеспечивая значительное сочетание прочности и износостойкости в сплавах CADI.

Полученные результаты могут быть востребованы при производстве отливок дробильно-размольного оборудования или при получении различных изделий в машиностроении, работающих как при ударных нагрузках, так в условиях интенсивного износа. Исследуемые сплавы могут выступить заменой более дорогостоящим легированным сталям и чугунам.

Список использованных источников

1. Hayrynen, K. L. Carbide austempered ductile iron (CADI) – the new wear material / K. L. Hayrynen, K. R. Brandenberg // *AFS Transactions*. – 2003. – Vol. 111. – P. 845–850.
2. Laino, S. Wear behavior of CADI operating under different tribosystems / S. Laino, J. Sikora, R. Dommarco // *ISIJ International*. – 2009. – Vol. 50, iss. 3. – P. 418–424. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.50.418>
3. Development of Carbide Austempered Ductile Iron (CADI) / H. A. Aly, A. Nofal, A.-H. Hussein, E. M. El-Banna // *Key Engineering Materials*. – 2020. – Vol. 835. – P. 163–170. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.835.163>
4. Riebisch, M. Influence of Carbide-Promoting Elements on the Microstructure of High-Silicon Ductile Iron / M. Riebisch, B. Pustal, A. Bührig-Polaczek // *International Journal of Metalcasting*. – 2020. – Vol. 14, iss. 4. – P. 1152–1161. <https://doi.org/10.1007/s40962-020-00442-1>
5. Jae Hoon Jang. Solubility of carbon in tetragonal ferrite in equilibrium with austenite / Jae Hoon Jang, H. K. D. H. Bhadeshia, Dong-Woo Suh // *Scripta Materialia*. – 2013. – Vol. 68, iss. 3–4. – P. 195–198. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2012.10.017>
6. Akça, C. Austenite-Martensite Transformation in ADI by Plastic Deformation / C. Akça, H. M. Luş, N. C. Kuşkonmaz // *Proceedings of 3th Balkan Metallurgy Conference, Ohrid, Macedonia, 24 September 2003*. – Skopje: Macedonian Union of Metallurgists, 2003. – Vol. 1. – P. 99–102. – URL: <https://inis.iaea.org/records/vy36w-1nf31>
7. High Strain Rate Dynamic Deformation of ADI / D. Myszka, M. Ahmed, A. Nofal [et al.] // *Materials Science Forum*. – 2018. – Vol. 925. – P. 210–217. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.925.210>
8. Miller, R. L. A Rapid X-Ray Method for the Determination of Retained Austenite / R. L. Miller // *Transactions of the American Society for Metals*. – 1964. – Vol. 57. – P. 892–899.
9. Анисович, А. Г. Рентгеноструктурный анализ в практических вопросах материаловедения / А. Г. Анисович. – Мн.: Бел. наука, 2017. – 207 с.
10. Кристиан, Дж. Теория превращений в металлах и сплавах / Дж. Кристиан. – М.: Мир, 1978. – Ч. 1: Термодинамика и общая кинетическая теория. – 806 с.
11. Microstructures and properties of carbide austempered ductile Iron containing Fe_3C particles and superfine ausferrite / Yang Penghui, Fu Hanguang, Li Guolu [et al.] // *Materials & Design*. – 2019. – Vol. 186. – Art. ID 108363. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.108363>

References

1. Hayrynen K. L., Brandenberg K. R. Carbide austempered ductile iron (CADI) – the new wear material. *AFS Transactions*, 2003, vol. 111, pp. 845–850.
2. Laino S., Sikora J., Dommarco R. Wear behavior of CADI operating under different tribosystems. *ISIJ International*, 2009, vol. 50, iss. 3, pp. 418–424. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.50.418>
3. Aly H. A., Nofal A., Hussein A.-H., El-Banna E. M. Development of Carbide Austempered Ductile Iron (CADI). *Key Engineering Materials*, 2020, vol. 835, pp. 163–170. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.835.163>

4. Riebisch M., Pustal B., Bührig-Polaczek A. Influence of Carbide-Promoting Elements on the Microstructure of High-Silicon Ductile Iron. *International Journal of Metalcasting*, 2020, vol. 14, iss. 4, pp. 1152–1161. <https://doi.org/10.1007/s40962-020-00442-1>
5. Jae Hoon Jang, H. K. D. H. Bhadeshia, Dong-Woo Suh. Solubility of carbon in tetragonal ferrite in equilibrium with austenite. *Scripta Materialia*, 2013, vol. 68, iss. 3–4, pp. 195–198. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2012.10.017>
6. Akça C., Luş H. M., Kuşkonmaz N. C. Austenite-Martensite Transformation in ADI by Plastic Deformation. *Proceedings of 3th Balkan Metallurgy Conference, Ohrid, Macedonia, 24 September 2003, vol. 1*, pp. 99–102. Available at: <https://inis.iaea.org/records/vy36w-Inf31>
7. Myszka D., Ahmed M., Nofal A., Skoick E., Hussein A. H. High Strain Rate Dynamic Deformation of ADI. *Materials Science Forum*, 2018, vol. 925, pp. 210–217. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.925.210>
8. Miller R. L. A Rapid X-Ray Method for the Determination of Retained Austenite. *Transactions of the American Society for Metals*, 1964, vol. 57, pp. 892–899.
9. Anisovich A. G. *X-ray Diffraction Analysis in Practical Materials Science*. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2017. 207 p. (in Russian).
10. Christian J. W. *The Theory of Transformations in Metals and Alloys. Part 1: Thermodynamics and General Kinetic Theory*. 2nd ed. Oxford, Pergamon Press, 1975. 586 p.
11. Yang Penghui, Fu Hanguang, Li Guolu, Liu Jinhai, Zhao Xuebo. Microstructures and properties of carbidic austempered ductile Iron containing Fe₃C particles and superfine ausferrite. *Materials & Design*, 2019, vol. 186, art. ID 108363. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.108363>