

7. Курдюмов Г.В. Превращения в железе и стали / Г.В. Курдюмов, Л.М. Утевский, Г.И. Энтин. – М. : Наука, 1977. – 236 с.
8. Breyer N.N. The yield-point phenomenon in strain-aged martensite / N.N. Breyer // Trans. Metallurg. Soc. AIME. – 1966. – V. 236. – № 8. – P.1198 – 1202.
9. Вакуленко И.А. Морфология структуры и деформационное упрочнение стали / И.А. Вакуленко, В.И. Большаков. – Днепропетровск : Маковецкий, 2008. – 196 с.

Bibliography:

1. Draygor D.A. Effect of wear on the fatigue strength of steel / D.A. Draygor, G.I. Vaychuk. – К. : UkrSSR Academy of Sciences, 1962. – 111 p. (Rus.)
2. Defects of railway wheels / I.O. Vakulenko, V.G. Anufriyev, M.A. Grishchenko, O.M. Perkov. – Dnepropetrovsk : Makovetskiy, 2009. – 112 p. (Ukr.)
3. Wagons / L.A. Shadur [et al.]. – М. : Transport, 1980. – 439 p. (Rus.)
4. Vakulenko L.I. Damageability at operation seamless-rolled railway wheels increased strength / L.I. Vakulenko, V.G. Anofriyev // Wagon park. – 2013. – № 11 (73). – С. 10–12. (Rus.)
5. Ginye A. Radiography of crystals / A. Ginye. – М. : GIF-MLit, 1961. – 602 p. (Rus.)
6. Babich V.K. Deformation aging of steel / V.K. Babich, Yu. P. Gul, I.E. Dolzhenkov. – М. : Metallurgy, 1972. – 320 p. (Rus.)
7. Kurdyumov G.V. Transformation in iron and steel / G.V. Kurdyumov, L.M. Utevskiy, G.I. Entin. – М. : Science, 1977. – 236 p. (Rus.)
8. Breyer N.N. The yield-point phenomenon in strain-aged martensite / N.N. Breyer // Trans. Metallurg. Soc. AIME. – 1966. – V. 236. – № 8. – P.1198 – 1202.
9. Vakulenko I.A. The morphology of structure and the strain hardening of steel / I.A. Vakulenko, V.I. Bolshakov. – Dnepropetrovsk : Makovetskiy, 2008. – 196 p. (Rus.)

Рецензент: В.А. Маслов
д-р техн. наук, проф., ГВУЗ «ПГТУ»

Статья поступила 15.04.2014

УДК 621.74:669.15-196

© Ефременко В.Г.¹, Чейлях А.П.², Козаревская Т.В.³,
Шимидзу К.⁴, Чабак Ю.Г.⁵, Ефременко А.В.⁶

**МЕЖФАЗНОЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ХИМИЧЕСКИХ ЭЛЕМЕНТОВ
В КОМПЛЕКСНО-ЛЕГИРОВАННОМ БЕЛОМ ЧУГУНЕ**

Исследована микроструктура и межфазное распределение химических элементов в модифицированном хромо-ванадиевом чугуне. Установлено, что в литом состоянии чугуна содержат карбиды MeC (сфероидизированные), Me₇C₃ и Me₃C; матрица состоит из троостита и мартенсито-аустенитных участков. Показано, что хром и ванадий взаимно замещают друг друга в карбидах MeC и Me₇C₃. Растворение до 10 % ванадия в карбидной фазе обеспечивает ее кристаллизацию в виде инвертированной эвтектики «аустенит+Me₇C₃» при общем невысоком содержании хрома в чугунах.

Ключевые слова: чугун, микроструктура, карбиды, матрица, ванадий, хром, марганец.

¹ д-р техн. наук, профессор, ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь, vefremenko@rambler.ru

² д-р техн. наук, профессор, ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь

³ аспирант, ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет»

⁴ Doctor Eng., Professor, Muroran Institute of Technology, Япония, г. Муроран

⁵ мл. науч. сотр., ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь

⁶ канд. техн. наук, инженер, ПАО «МК «Азовсталь», г. Мариуполь

Єфременко В.Г., Чейлях О.П., Козаревська Т.В., Шимидзу К., Чабак Ю.Г., Єфременко О.В. Міжфазний розподіл хімічних елементів в комплексно-легованому білому чавуні. Досліджено мікроструктуру і міжфазний розподіл хімічних елементів в модифікованому хромо-ванадієвому чавуні. Встановлено, що в литому стані чавун вміщує карбіди MeC (сфероїдизовані), Me_7C_3 і Me_3C ; матриця складається з троститу та мартенситно-аустенітних ділянок. Показано, що хром і ванадій взаємно заміщують один одного в карбідах MeC і Me_7C_3 . Розчинення до 10 % ванадію в карбідній фазі забезпечує її кристалізацію в вигляді інвертованої евтектики «аустенит+ Me_7C_3 » при загальному невеликому вмісті хрому в чавуні.

Ключові слова: чавун, мікроструктура, карбіди, матриця, ванадій, хром, марганець.

V.G. Efremenko, O.P. Cheiliakh, T.V. Kozarevska, K. Shimizu, Yu.G. Chabak, O.V. Efremenko. Phase chemical elements distribution in complex-alloyed white cast iron. The microstructure and phase elements distribution in modified complex-alloyed white cast iron is studied. It is found that in as-cast condition the cast iron contains carbides MeC (spheroid), Me_7C_3 and Me_3C ; the matrix consists of troostite and martensite-austenite areas. It is shown that vanadium and chromium can replace each other in carbides MeC and Me_7C_3 . When 10 % of vanadium is dissolved in carbides the inverted eutectic “austenite+ Me_7C_3 ” can be crystallized even at low Cr content in cast iron.

Keywords: cast iron, microstructure, carbides, matrix, vanadium, chromium, manganese.

Постановка проблеми. Разработка новых износостойких материалов продолжает оставаться актуальной задачей трибоматериаловедения, направленной на дальнейшее повышение эксплуатационной долговечности металлоизделий; параллельно решаются задачи минимизации технологических затрат на производство таких изделий.

Анализ последних исследований и публикаций. Среди различных сплавов, применяемых в условиях абразивного и эрозионного изнашивания, наиболее широкое распространение нашли белые чугуны. Одним из элементов, применяемых при легировании белых чугунов, является ванадий, образующий твердые (2400-2800 HV) карбиды ванадия V_xC_y , обладающие изоморфностью с решеткой аустенита, что обеспечивает их прочное закрепление в матрице [1-3]. Карбиды ванадия кристаллизуются в виде сферолитной эвтектики (γ -Fe+VC), в которой карбидные волокна пронизывают аустенитную матрицу, образуя естественный композиционный материал. Благодаря инвертированному характеру такой эвтектики ванадистые чугуны с аустенитной структурой имеют необычно высокую для белых чугунов пластичность (δ - до 8 %), а также повышенную ударную вязкость и прочность на изгиб [4].

Отдельную группу ванадистых чугунов образуют чугуны со сфероидальными карбидами ванадия. В этих чугунах карбиды VC кристаллизуются не в виде эвтектики, а в виде равномерно распределенных в объеме сплава включений глобулярной или близкой к ней формы (в зарубежной литературе такие чугуны получили название «spheroidal carbides cast irons» – SCI) [5-9]. Получение глобулярных карбидов ванадия обеспечивается за счет модифицирования чугуна редкоземельными или щелочноземельными металлами [6, 7] и высокой температурой разливки [8, 9]. Благодаря меньшей концентрации напряжений у сфероидизированных карбидных включений, SCI-чугуны, имеют повышенное сопротивление эрозионному и абразивному изнашиванию [10-12], в связи с чем представляют значительный интерес в качестве триботехнического материала. Как правило, эти сплавы содержат ~10 % V и повышенное (9-13 %) количество марганца или никеля, что делает их дорогостоящими, ограничивая сферу применения. Снижение себестоимости SCI-чугунов возможно за счет частичной замены ванадия на более дешевые карбидообразующие элементы. Потеря износостойкости за счет уменьшения количества карбидов VC может быть компенсирована активизацией процессов упрочнения поверхности при изнашивании путем дестабилизации аустенитной матрицы к деформационному мартенситному превращению [13]. В настоящее время разработка комплексно-легированных SCI-чугунов нового поколения находится лишь на стадии эксперимента, и в литературе отсутствуют данные относительно их структуры и эксплуатационных свойств. Также остаются неосвещенными вопросы распределения химических элементов между фазово-структурными составляющими таких чугунов, что не позволяет в полной мере оценить влияние легирования на структурное со-

стояние и свойства сплавов.

Цель статьи - исследовать микроструктуру и характер межфазного распределения химических элементов в белом комплексно-легированном чугуна со сфероидизированными карбидами ванадия.

Изложение основного материала. *Материал и методики исследований.* Исследовали SCI-чугун, содержащий: 3,31% C; 1,08 % Si; 4,14 % Mn; 5,28 % V; 4,60 % Cr; 1,53 % Ni. Чугун был выплавлен в 25 кг индукционной печи с применением в качестве шихтовых материалов литейного чугуна, стального лома и ферросплавов: ферросилиция (0,10 % C, 75,21 % Si), ферромарганца (0,97 % C, 0,23 % Si, 75,41 % Mn), феррохрома (9,14 % C, 0,41 % Si, 69,45 % Cr), феррованадия (0,15 % C, 0,64 % Si, 82,31 % V). При выплавке чугуна расплав перегревался до 1700 °C и перед сливом в форму подвергался сфероидизирующей обработке лигатурой, содержащей 5,68 % Mg (Ni - остальное). Никель специально не вводился, присутствие 1,53 % Ni в чугуна было обусловлено его высоким содержанием в лигатуре. Разливка велась в сухие песчаные формы, изготовленные из песка Serabizu № 500 с использованием в качестве связующего вещества щелочной фенольной смолы. Были получены отливки Y-образного сечения, из которых с помощью электроискровой и абразивной резки были вырезаны образцы толщиной 4 мм для проведения металлографических исследований. Подготовку образцов проводили на оборудовании фирмы «Buehler», при полировке использовали суспензию на основе Al₂O₃. Травление микрошлифов проводили 4 %-м раствором нитала.

В работе использован микроструктурный метод исследования с применением оптического микроскопа «Nikon Eclipse L150» и сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) «JEOL JSM-6510», оснащенного энергодисперсионным анализатором фирмы «Oxford Instrumental». СЭМ был использован как для изучения микроструктуры, так и для нахождения фазового химического состава (режим EDS) и распределения химических элементов по поверхности анализируемого микрошлифа (режим «mapping»). СЭМ-исследование проводили при ускоряющем напряжении 20 кВ. Микротвердость измеряли на приборе FM-300 («Future-Tech Corp.») при нагрузке 20 г. Выплавку чугуна, изготовление образцов и микроструктурный анализ осуществили в условиях Муроранского института технологии (Япония).

Фазовый состав чугуна определяли рентгеноструктурным методом на дифрактометре ДРОН-3 в излучении Fe-K_α. Подсчет количества карбидов и определение их размера проводили по цифровым изображениям микроструктуры, используя компьютерную программу «AreaPixAnalyzer», разработанную на кафедре МиТОМ ГВУЗ «ПГТУ»⁷. Объемную долю фазово-структурных составляющих подсчитывали точечным методом путем наложения на фотографии микроструктуры прозрачной сетки с числом пересечений, равным 1500; каждое экспериментальное значение принималось как среднее арифметическое результатов обработки 7 фотографий.

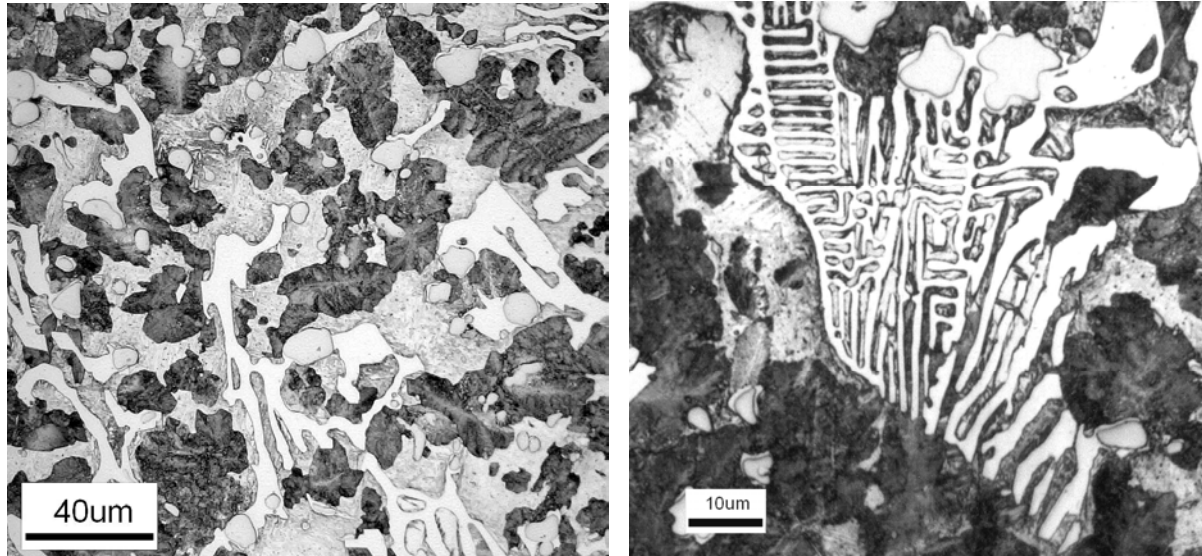
Результаты металлографических исследований показали, что исследованный чугун относится к доэвтектическим сплавам (рис. 1). В состав его микроструктуры входили карбиды двух типов – сфероидизированные (глобулярные), относительно равномерно распределенные в объеме сплава, и вытянутые (эвтектические), залегающие в междендритных участках. Дендритные участки, а также металлическая матрица внутри эвтектических колоний состояла из темных и светлых зон. Объемная доля сфероидизированных включений составила 3,6±0,62 %, эвтектических карбидов – 22,4±3,19 %, темных и светлых участков матрицы – 44,3±2,02 % и 29,7±4,20 %; соответственно.

На дифрактограмме, снятой с поверхности чугуна, были обнаружены линии (110) (сильная), (211) и (220) альфа-железа, слабая линия (111) гамма-железа, а также линии карбидов: (100) и (002) – карбида V₂C; (311) и (400) – карбида VC; (202), (800) и (10.0.0.) – карбида Me₇C₃; (022), (130) и (024) – карбида Me₃C.

На рис. 2 представлены данные о размерах сфероидизированных карбидов вдоль короткой (а) и длинной (b) оси, а также о степени их равноосности, определяемой соотношением длины осей в поле зрения. Видно, что максимальные размеры карбидов не превышают 13 мкм вдоль любой из осей, однако большая часть включений гораздо дисперснее: размер 72 % карбидов вдоль короткой оси составляет 1-3 мкм, размер 61 % карбидов вдоль длинной оси со-

⁷ Авторы программы – Ефременко А.В., Ефременко В.Г.

ставляет 1,0-4,0 мкм. Количество полностью равноосных ($a/b=1$) включений составляет 5,9 %, подавляющая часть карбидов (65,9 %) имеют слегка вытянутую форму с соотношением осей в пределах 1,0-2,0. Наблюдается также небольшое (не выше 1 %) количество вытянутых карбидов с соотношением a/b , достигающим 9,0.



а)

б)

Рис. 1 – Микроструктура исследованного чугуна: а – карбидная эвтектика на базе Me_7C_3 , б – карбидная эвтектика ледебуритного типа

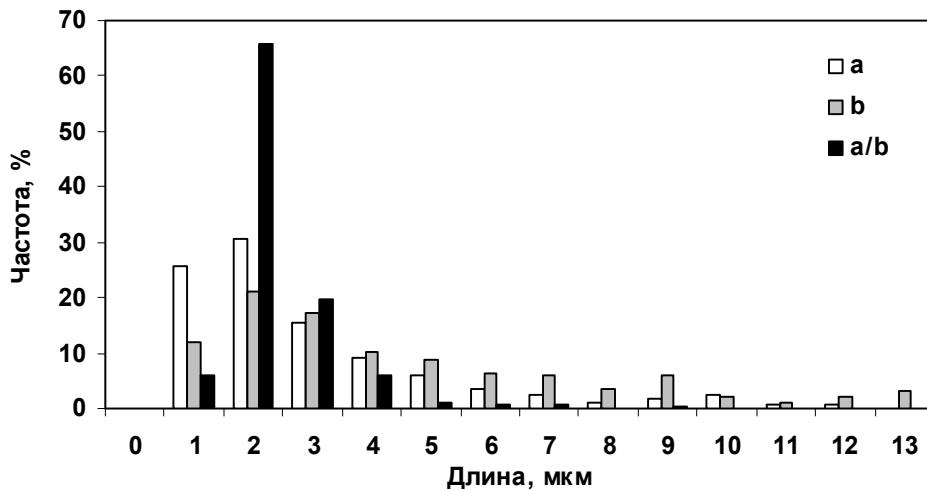


Рис. 2 – Частотное распределение размеров сфероидизированных карбидов вдоль короткой (а) и длинной оси (б) карбида

Исследование, проведенное с помощью СЭМ, показало (рис. 3), что темные (в световом микроскопе) участки представляют собой тонкопластинчатый эвтектоид (троостит) с межпластинчатым расстоянием 0,05–0,10 мкм и микротвердостью 452 ± 23 HV (на СЭМ-фотографии троостит имеет наиболее светлую окраску). Светлые (в световом микроскопе) участки имеют игольчатую мартенситоподобную морфологию и микротвердость 531 ± 21 HV. Сопоставление данных рентгеноструктурного и металлографического анализа с уровнем твердости позволяет полагать, что в этих участках помимо игольчатого мартенсита присутствует и остаточный аустенит.

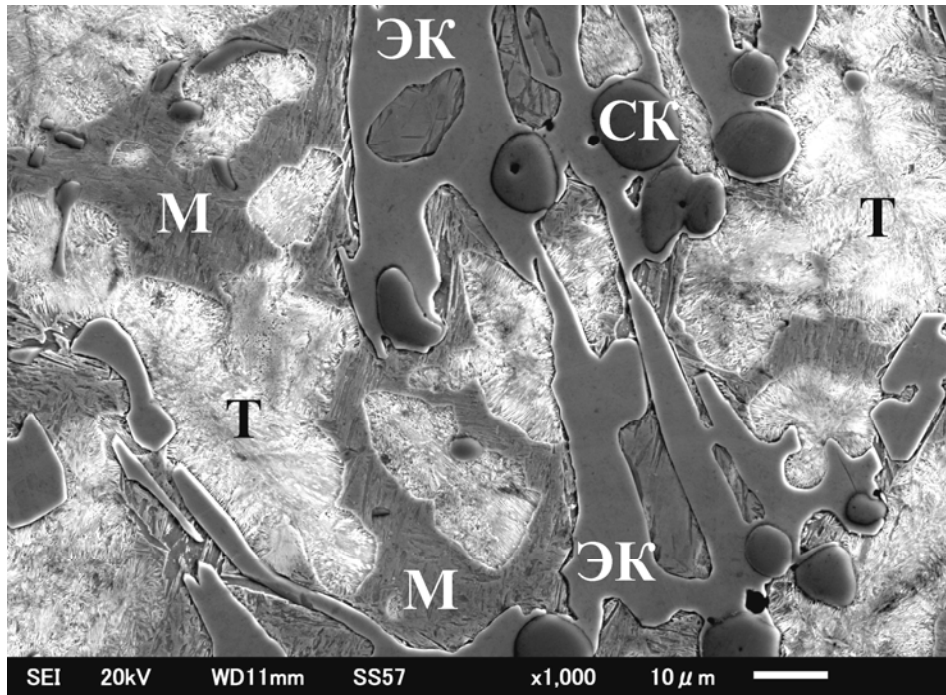


Рис. 3 – СЭМ-изображение микроструктуры исследованного чугуна: Т – троостит, М – мартенсит, СК – сфероидизированные карбиды, ЭК – эвтектические карбиды

На рис. 4 представлены СЭМ-изображения, характеризующие распределение химических элементов в пределах участка микроструктуры, показанного на рис. 3. Переход от белого к черному цвету (по цветовой линейке, приведенной слева от каждой фотографии) отображает изменение концентрации элемента от 100 % к 0 %. Сопоставление рис. 3 и рис. 4, а, показывает, что наибольшее количество углерода содержится в сфероидальных карбидах (светлые участки), меньше всего углерода зафиксировано в участках с игольчатой структурой. Эвтектические карбиды и трооститные участки не идентифицируются на рис. 4, а, что указывает на примерно одинаковую концентрацию углерода в этих структурных составляющих.

Как следует из рис. 4, б, в сфероидизированных карбидах выявлено высокое (близкое к 100 %) содержание ванадия; это указывает на то, что данные включения являются карбидами на основе ванадия. На периферии карбидов отмечено пониженное количество ванадия (красная оторочка). Достаточно высокое содержание ванадия отмечено в эвтектических карбидах, при этом периферийные участки эвтектических карбидов также несколько обеднены по ванадию. В матрице количество ванадия невелико; и троостит, и мартенсит имеют одинаково низкое содержание этого элемента. Хром в основном сосредоточен в карбидах, однако больше его содержится в эвтектических карбидах (рис. 4, в). Периферийные участки карбидных включений характеризуются пониженным содержанием хрома. Из рис. 4, в следует, что дендритные участки, прилегающие к эвтектическим карбидам, а также участки матрицы внутри эвтектики, обеднены хромом, во внутридендритных областях концентрация хрома заметно выше. Содержание хрома в матрице определяется удаленностью конкретного участка от эвтектики и не связано с присутствием в этом участке троостита или мартенсита.

Марганец большей частью растворен в эвтектических карбидах, в сфероидальных карбидах его содержится менее одного процента (рис. 4, г). Несмотря на внешне однородную окраску участков матрицы, более детальное их рассмотрение показывает, что концентрация марганца в трооститных зонах несколько выше, чем в мартенситных. Для кремния и никеля отмечается близкий характер распределения между фазово-структурными составляющими (рис. 4, д, е): они сосредоточены, в основном, в матрице (с некоторым обогащением мартенсита), в карбидах содержится весьма незначительная часть этих элементов. Можно также отметить, что в эвтектических карбидах содержание никеля несколько выше, чем в сфероидальных.

Железо практически отсутствует в сфероидальных карбидах, но в достаточно большом

количество присутствует в эвтектических карбидах (рис. 4, ж). Следует отметить, что в мартенситных участках содержание железа выше, чем в трооститных, что указывает на обедненность первых по углероду и легирующим элементам.

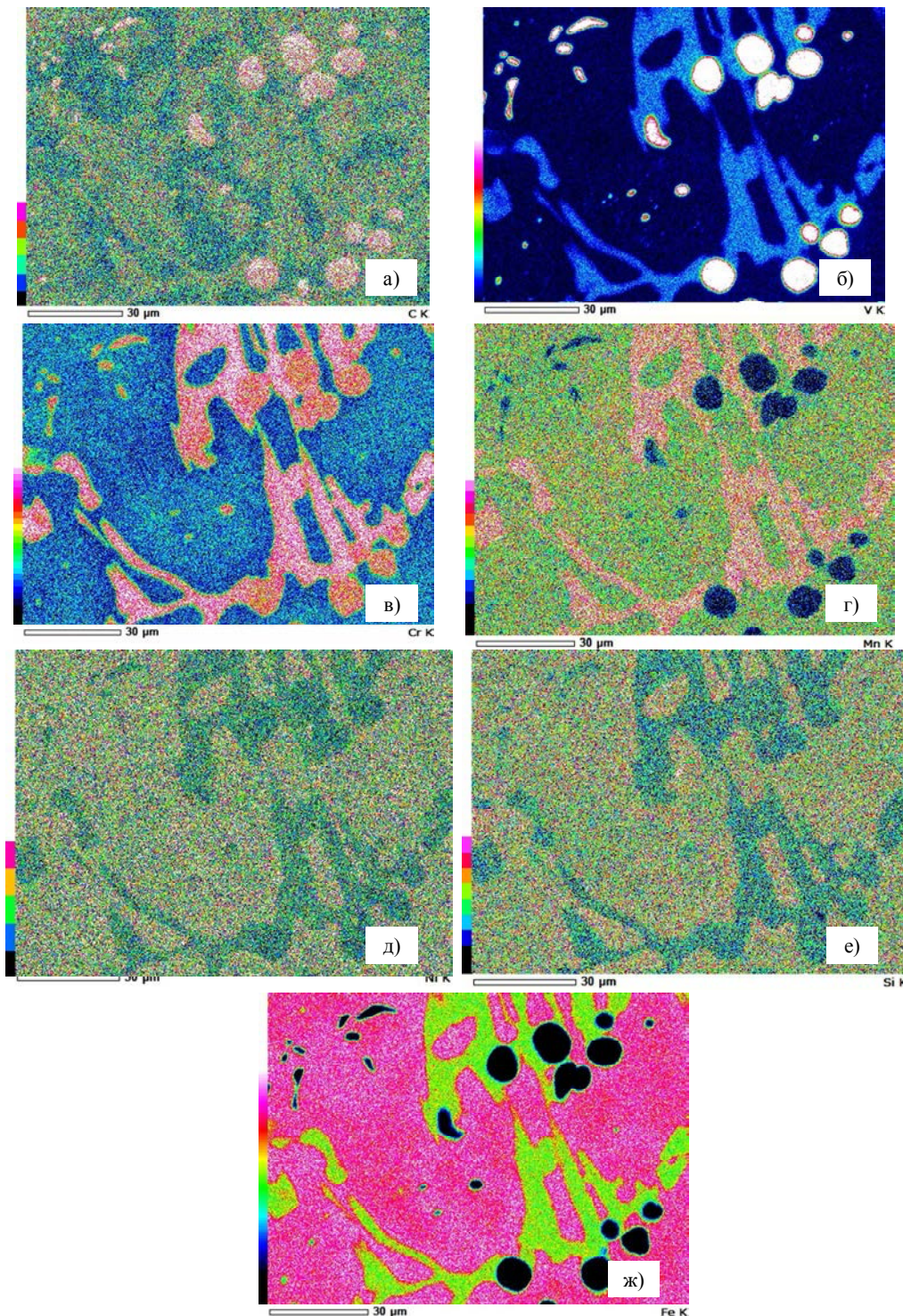


Рис. 4 – Распределение химических элементов между фазово-структурными составляющими исследованного чугуна («mapping»-режим съемки): а – углерода, б – ванадия, в – хрома, г – марганца, д – никеля, е – кремния, ж – железа

Представленные результаты были дополнены и подтверждены результатами EDS-анализа, позволившего получить количественные данные о химическом составе отдельных фаз

исследованного чугуна⁸. На рис. 5 представлены данные по каждому из четырех замеров, выполненных в разных точках микроструктуры в пределах участка, показанного на рис. 3. Усреднением полученных данных установлено, что фазово-структурные составляющие чугуна имеют следующий химический состав (масс. %):

- сфероидальные карбиды: 17,32 C; 4,41 Cr; 74,89 V; 0,47 Mn; 0,06 Ni; 0,03 Si; 2,22 Fe;
- эвтектические карбиды: 11,76 C; 16,62 Cr; 9,83 V; 5,69 Mn; 0,16 Ni; 0,03 Si; 57,05 Fe;
- мартенсит: 5,34 C; 2,79 Cr; 0,99 V; 3,57 Mn; 1,75 Ni; 1,08 Si; 84,27 Fe;
- троостит: 10,35 C; 3,14 Cr; 0,72 V; 3,95 Mn; 1,50 Ni; 0,93 Si; 79,07 Fe.

Как видно, сфероидальные карбиды содержат свыше 70 % V, т.е. они являются специальными карбидами на основе ванадия. Содержание углерода в них ближе к стехиометрическому, характерному для VC (18,75 %), чем к V₂C (10,54 %). Учитывая, что в карбидах растворено около 5 % хрома и 2,22 % железа, их формулу можно представить как MeC.

Состав эвтектических карбидов указывает на то, что ни один из легирующих элементов не является основой для их формирования. Больше всего из этих элементов в карбидах содержится хрома (16,62 %), однако зафиксировано и сопоставимое количество ванадия и марганца. Основным же компонентом карбидов является железо – 57 %. Содержание углерода в них (11,76 %) по стехиометрии является средним между карбидами Me₇C₃ (9,10 %) и Me₃C₂ (13,33 %). В пользу того, что карбиды, показанные на рис. 3, являются тригональными карбидами, говорят результаты рентгеноструктурного анализа, выявившего линии Me₇C₃, а также «розеточная» морфология карбидной эвтектики, характерная для инвертированной эвтектики «аутенит+Me₇C₃» [4].

На дифрактограмме, помимо Me₇C₃, также были зафиксированы линии карбида Me₃C, однако в этом карбиде содержится еще меньше углерода (6,67 %), поэтому исследованные эвтектические карбиды не могут быть идентифицированы, как карбиды цементитного типа. Вместе с тем, в структуре чугуна были выявлены отдельные эвтектические колонии, по своему строению напоминающие ледебурит (рис. 1, б), поэтому входящие в них карбиды могут иметь цементитную решетку и давать рефлексы, характерные для Me₃C. В целом же, наличие линий карбида Me₃C, вероятно, обусловлено в большей мере присутствием значительного количества эвтектоида, в состав которого входят карбиды цементитного типа.

Содержание кремния в карбидах обоих типов зафиксировано на фоновом уровне. В то же время, концентрация никеля в эвтектических карбидах в 2,5 раза выше, чем в сфероидизированных, что и было отмечено в ходе «mapping»-анализа.

Известно, что данные EDS-анализа по углероду в матричных участках гетерогенной структуры носят, как правило, завышенный характер, однако они позволяют качественно оценить распределение углерода в разных участках матрицы. Из представленных результатов следует, что трооститные участки содержат значительно больше углерода, чем мартенситные, что подтверждает отмеченный выше характер распределения этого элемента в чугуне (рис. 4, а). Также троостит отличается от мартенсита повышенной концентрацией хрома (на 0,35 %) и марганца (на 0,38 %), но пониженной - ванадия (на 0,27 %). Можно полагать, что причиной этого является преобладание эвтектоидных карбидов на поверхности исследуемого участка структуры вследствие более интенсивного растравливания ферритных промежутков, следовательно, последние приняли меньшее участие в формировании ответного сигнала, фиксируемого детектором спектрометра. Поскольку концентрация C, Cr, Mn в эвтектоидных карбидах Me₃C превышает концентрацию в матрице, это создает эффект обогащения трооститных участков указанными элементами. Соответственно, в троостите выявлено пониженное (относительно мартенсита) содержание некарбидообразующих элементов - никеля и кремния, поскольку они практически полностью растворены в феррите. Вместе с тем, представленные результаты не указывают на наличие столь существенного различия в концентрации легирующих элементов в трооститных или мартенситных областях, которое могло бы объяснить торможение или ускорение эвтектоидного превращения в разных участках матрицы.

Представленные данные показывают, что комплексное легирование приводит к формированию карбидов, химический состав которых существенно отличается от стехиометрического. Так, присутствующие в исследованном чугуне карбиды MeC имеют пониженное относительно VC количество ванадия (74,89 % вместо 81,25 %), атомы которого частично замещены

⁸ EDS-анализ дает полуколичественные данные по содержанию углерода в матричных участках структуры

хромом и железом. В эвтектических карбидах Me_7C_3 содержание хрома намного ниже концентрации хрома в карбиде Cr_7C_3 (16,62 % против 90,9 %); этот элемент замещен, главным образом, железом, в меньшей степени - ванадием и марганцем, тем не менее, эвтектические карбиды имеют морфологию и тип решетки, характерные для Cr_7C_3 .

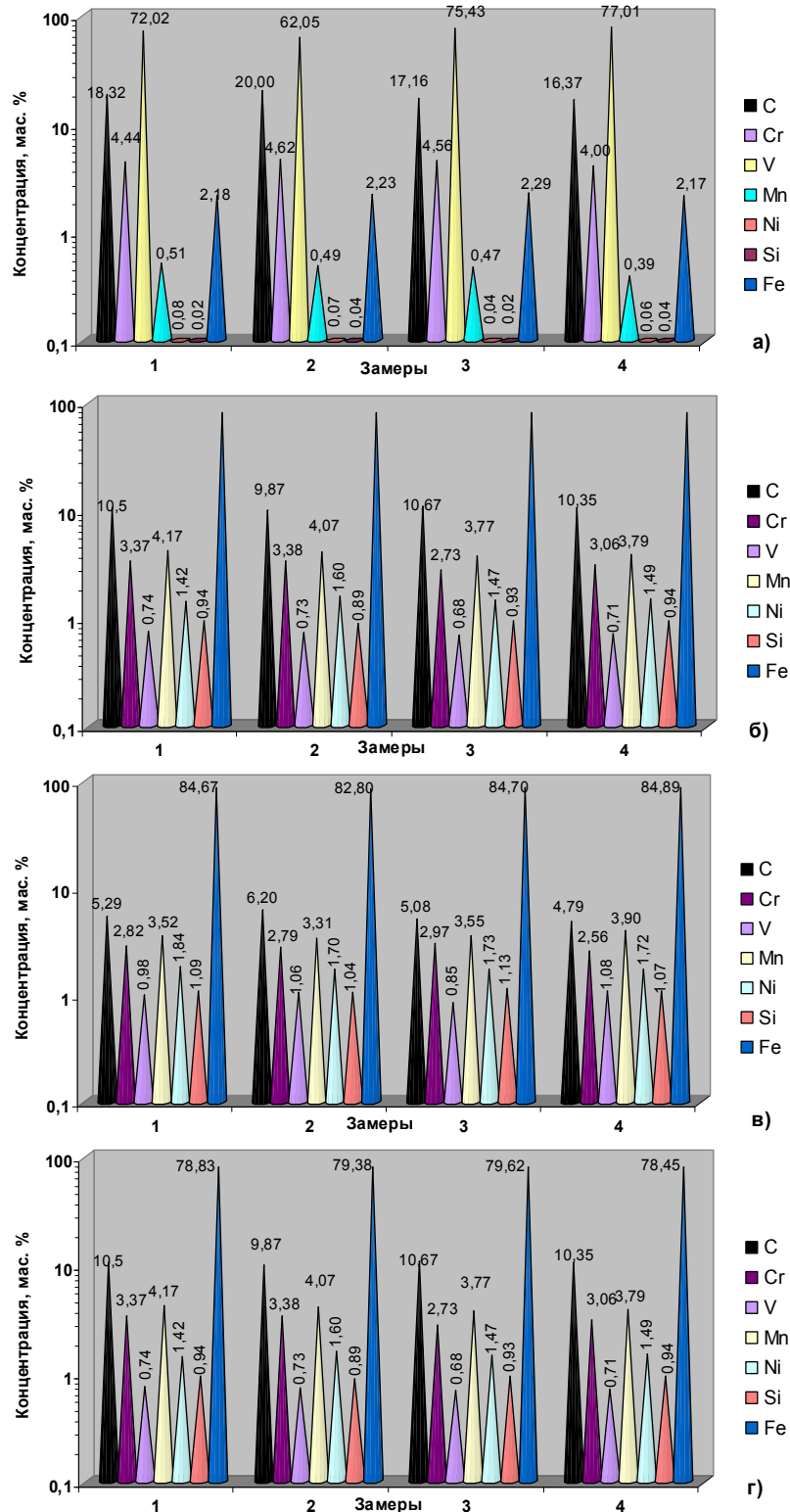


Рис. 5 – Химический состав микроструктурных составляющих: а – сфероидизированных карбидов, б – эвтектических карбидов, в – мартенситных участков матрицы, г – трооститных участков матрицы

Это можно было бы объяснить связыванием значительной доли углерода в карбиды ванадия, в результате чего уменьшается количество «свободного» углерода, доступного для образования карбидов хрома Me_7C_3 , т.е. изменяется соотношение $[\%Cr]:[\%C]$, определяющее вероятность формирования того или иного специального карбида в хромистом чугуна [14]. Если принять, что весь ванадий в чугуна сконцентрирован в карбидах MeC , то в соответствии со стехиометрией карбида VC 5,28 % ванадия должны связать 1,24 % C , т.е. количество «свободного» углерода в исследованном чугуна составит 2,07 %. Тогда соотношение $[\%Cr]:[\%C]=4,60:2,07$ составит 2,28; при такой величине соотношения образование тригонального карбида хрома в соответствии с [14] маловероятно. Вместе с тем, полученные результаты показывают, что в случае комплексного легирования чугуна для образования карбида требуется всего лишь 1/5 от стехиометрического содержания хрома, но при условии участия другого сильного карбидообразующего элемента - ванадия. Таким образом, ванадий принимает участие в образовании тригонального карбида хрома не только посредством регулирования соотношения $[\%Cr]:[\%C]$, но и за счет изменения характера межатомного взаимодействия в молекуле формирующегося карбида.

Кроме того, присутствие 9,83 % V в карбиде Me_7C_3 указывает на то, что в отличие от сложившегося мнения, такой сильный карбидообразователь, как ванадий, далеко не в полной мере связывается с углеродом в специальные карбиды MeC . Под влиянием хрома и марганца, снижающих активность углерода, ванадий частично сохраняется в жидкости, которая кристаллизуется как в виде дендритов аустенита, так и в виде карбидной эвтектики «аустенит+ Me_7C_3 ». Таким образом, в твердом растворе остается около 1 % ванадия, что вместе с ~ 3 % хрома создает предпосылки для дисперсионного твердения с образованием вторичных карбидов при термической обработке. Это позволяет управлять структурой чугуна путем регулирования параметрами его термической обработки, что является направлением дальнейших исследований в данной области.

Выводы

1. Исследованный сплав относится к чугунам со сфероидизированными карбидами, форма которых обеспечена обработкой расплава $Mg-Ni$ лигатурой и высокой температурой разливки. Карбидные глобулы относительно равномерно распределены в объеме сплава; большая часть их имеет слегка вытянутую форму с соотношением размеров вдоль осей в пределах 1,0-2,0 и средним размером 1,0-4,0 мкм.
2. Установлено, что исследованный чугун содержит в своей структуре карбиды трех типов: сфероидизированные MeC (на базе ванадия), эвтектические Me_7C_3 (на базе хрома), эвтектичные Me_3C .
3. Показано распределение химических элементов между фазово-структурными составляющими исследованного чугуна. Выявлено взаимное замещение хрома и ванадия (до 10 %) в специальных карбидах MeC и Me_7C_3 , что обеспечивает формирование карбидов MeC с нестехиометрическим содержанием ванадия, а также кристаллизацию тригональных карбидов Me_7C_3 при низкой общей концентрации хрома в чугуна.
4. Металлическая матрица чугуна представлена трооститом и мартенситно-аустенитными участками. Никель и кремний практически полностью сконцентрированы в матрице. Ванадий в основном растворен в карбидах (сфероидизированных и эвтектических), концентрация ванадия в твердом растворе не превышает 1 %. Хром и марганец распределены как в металлической матрице, так и в карбидах, с большей сегрегацией в последних.

Список использованных источников:

1. Influence of Vanadium on Microstructure and Properties of Medium-Chromium White Cast Iron / L. Keming [et al.] // Iron and Steel. - 2005. - № 40. - P. 207-211.
2. Influence of Vanadium on Fracture Toughness and Abrasion Resistance in High Chromium White Cast Irons / M. Radulovic [et al.] // J. Mater. Sci. - 1994. - Vol. 29. - № 19. - P. 5085-5094.
3. De Mello J. D. B. Abrasion Mechanisms of White Cast Iron II: Influence of the Metallurgical Structure of V-Cr White Cast Irons / J. D. B. De Mello, M. Durand-Charre // Mater. Sci. Eng. - 1986. - Vol. 78. - № 2. - P. 127-134.
4. Жуков А.А. Износостойкие отливки из комплексно-легированных белых чугунов /

- A.A. Жуков, Г.И. Сильман, М.С. Фрольцов. - М.: Машиностроение, 1984. - 104 с.
5. Shigenori N. Composition and Structure of Vanadium Carbides in High V-Cr-Ni Cast Iron / N. Shigenori, Y. Satoru, T. Teruo // Journal of Japan Foundry Engineering Society. - 2002. - Vol. 74. - № 5. - P. 279-284.
 6. Kawalec M. Abrasive Wear Resistance of Cast Iron with Precipitates of Spheroidal VC Carbides / M. Kawalec, E. Olejnik // Archives of Foundry Engineering. - 2012. - Vol. 12. - № 2. - P. 221-226.
 7. Chaochang W. Formation of Spheroidal Carbide in Vanadium White Cast Iron by RE Modification / W. Chaochang, H. T. Hsu, M. Qian // Mater. Sci. Technol. - 1990. - Vol. 6. - № 9. - P. 905-910.
 8. Shigenori N. Influence of Melting Conditions on Morphology of Vanadium-Carbide in Stainless Spheroidal Carbide Cast Iron / N. Shigenori, K. Tadashi, M. Hideto // Journal of Japan Foundry Engineering Society. - 2007. - № 79. - P. 133-138.
 9. Пат. 6908589 США, Int Cl.⁷ C 22 C 37/10. Высокомарганцовистый чугун, содержащий сфероидальные карбиды ванадия и способы его изготовления / Kitudo et.al.; Okamoto Co., Ltd., Gifu (JP). - № 10/461622; заявл. 13.06.03; опубл. 21.06.05. U.S. Cl. 420/13 – 29 с.
 10. High Temperature Erosion Behaviors of High V-Cr-Ni Spheroidal Carbides Cast Iron / K. Shimizu [et al.] // Key Eng. Mater. - 2011. - № 457. - P. 255-260.
 11. Erosive Wear Characteristics of Spheroidal Carbides Cast Iron / Y. Xinba [et al.] // Wear. - 2008. - Vol. 264. - № 11-12. - P. 247-257.
 12. Erosive Properties of High V-Cr-Ni Stainless Spheroidal Carbides Cast Iron at High Temperature / K. Shimizu [et al.] // Wear. - 2009. - Vol. 267. - № 1-4. - P. 104-109.
 13. Петроченко Е.В. Влияние фазового состава на износостойкость отливок из белого чугуна / Е.В. Петроченко // Литейщик России. - 2002. - № 9. - С. 12-15.
 14. Лившиц Л.С. Основы легирования наплавленного металла. Абразивный износ / Л.С. Лившиц, Н.А. Гринберг, Э.Г. Куркумелли. - М.: Машиностроение, 1969. - 188 с.

Bibliography:

1. Influence of Vanadium on Microstructure and Properties of Medium-Chromium White Cast Iron / L. Keming [et al.] // Iron and Steel. - 2005. - № 40. - P. 207-211.
2. Influence of Vanadium on Fracture Toughness and Abrasion Resistance in High Chromium White Cast Irons / M. Radulovic [et al.] // J. Mater. Sci. - 1994. - Vol. 29. - № 19. - P. 5085-5094.
3. De Mello J. D. B. Abrasion Mechanisms of White Cast Iron II: Influence of the Metallurgical Structure of V-Cr White Cast Irons / J. D. B. De Mello, M. Durand-Charre // Mater. Sci. Eng. - 1986. - Vol. 78. - № 2. - P. 127-134.
4. Zhukov A.A. Wear resistant casting of complex-alloyed white cast irons / A.A. Zhukov, G.I. Silman, M.S. Frol'tzov. - М.: Machinebuilding. 1984. - 104 p. (Rus.)
5. Shigenori N. Composition and Structure of Vanadium Carbides in High V-Cr-Ni Cast Iron / N. Shigenori, Y. Satoru, T. Teruo // Journal of Japan Foundry Engineering Society. - 2002. - Vol. 74. - № 5. - P. 279-284.
6. Kawalec M. Abrasive Wear Resistance of Cast Iron with Precipitates of Spheroidal VC Carbides / M. Kawalec, E. Olejnik // Archives of Foundry Engineering. - 2012. - Vol. 12. - № 2. - P. 221-226.
7. Chaochang W. Formation of Spheroidal Carbide in Vanadium White Cast Iron by RE Modification / W. Chaochang, H. T. Hsu, M. Qian // Mater. Sci. Technol. - 1990. - Vol. 6. - № 9. - P. 905-910.
8. Shigenori N. Influence of Melting Conditions on Morphology of Vanadium-Carbide in Stainless Spheroidal Carbide Cast Iron / N. Shigenori, K. Tadashi, M. Hideto // Journal of Japan Foundry Engineering Society. - 2007. - № 79. - P. 133-138.
9. Pat. 6908589 USA, Int Cl.⁷ C22C 37/10. High manganese cast iron containing spheroidal vanadium carbide and method for making thereof / Kitudo et.al.; Okamoto Co., Ltd., Gifu (JP). - № 10/461622; filed 13.06.03.; publ. 21.06.05. U.S. Cl. 420/13 – 29 p.
10. High Temperature Erosion Behaviors of High V-Cr-Ni Spheroidal Carbides Cast Iron / K. Shimizu [et al.] // Key Eng. Mater. - 2011. - № 457. - P. 255-260.
11. Erosive Wear Characteristics of Spheroidal Carbides Cast Iron / Y. Xinba [et al.] // Wear. - 2008. -

Vol. 264. - № 11-12. - P. 247-257.

12. Erosive Properties of High V-Cr-Ni Stainless Spheroidal Carbides Cast Iron at High Temperature / K. Shimizu [et al.] / *Wear*. - 2009. - Vol. 267. - № 1-4. - P. 104-109.
13. Petrochenko E.V. Effect of phase composition on wear resistance of white cast iron castings / E.V. Petrochenko // *Russian Caster*. – 2002. - № 9. – С. 12-15. (Rus.)
14. Livshits L.S. Basics of weld metal alloying. Abrasive wear / L.S. Livshits, N.A. Grinberg, E.G. Kurkumelli. - М.: Machinebuilding, 1969. – 188 с. (Rus.)

Рецензент: В.А. Маслов
д-р техн. наук, проф., ГВУЗ «ПГТУ»

Статья поступила 01.03.2014