

УДК 669.017.13

Светлой памяти  
Юрия Николаевича Тарана  
и Евгения Павловича Калинушкина  
посвящается

## ОБЛАСТИ ПОЛНОЙ И ОГРАНИЧЕННОЙ МЕТАСТАБИЛЬНОСТИ КАРБИДА $M_7C_3$ В СИСТЕМЕ Fe – C – Cr

ИОНОВА Л. Ю.<sup>1\*</sup>, к. т. н., доц.,  
РОМАНОВА Н. С.<sup>2</sup>, к. т. н., доц.

<sup>1\*</sup> Кафедра материаловедения им. Ю. Н. Тарана, Национальная металлургическая академия Украины, пр. Гагарина, 4, Днепр, 49005, Украина, тел. +38(0562)745-31-56, e-mail: [kaf.material@metal.nmetau.edu.ua](mailto:kaf.material@metal.nmetau.edu.ua), ORCID: 0000-0002-8763-0771

<sup>2</sup> Кафедра материаловедения им. Ю. Н. Тарана, Национальная металлургическая академия Украины, пр. Гагарина, 4, Днепр, 49005, Украина, тел. +38(0562)745-31-56, e-mail: [rnsrns@i.ua](mailto:rnsrns@i.ua), ORCID: 0000-0002-3211-8009

**Аннотация. Постановка проблемы.** Большое значение для таких практических вопросов металловедения как разработка новых материалов с метастабильными фазами, их поведение при термообработке и эксплуатации имеет прогнозирование областей их возможного перехода в стабильное состояние, так как это позволяет значительно сократить время поиска. Поскольку система Fe – C – Cr является основой для существенной части белых износостойких чугунов, она выбрана для анализа. Для того чтобы определить области возможного перехода метастабильного карбида  $M_7C_3$  в стабильный карбид  $M_{23}C_6$ , необходимо четко определиться с метастабильным вариантом тройной диаграммы. **Цель работы** – обоснование выбора одного из вариантов диаграммы Fe – C – Cr в качестве метастабильного для сравнения его со стабильной диаграммой и определение областей перехода метастабильного карбида  $M_7C_3$  в стабильный  $M_{23}C_6$ . **Основная часть.** Большое количество вариантов тройной диаграммы Fe – C – Cr можно разделить на стабильные и метастабильные. Литая структура сплавов на первый взгляд больше соответствует метастабильным вариантам, а отожженная – стабильным. Спорным для выбора метастабильного варианта является вопрос о наличии и протяженности области  $\text{Ж} + M_{23}C_6$ . Следствием наличие такой области является реакция  $\text{Ж} + M_{23}C_6 \rightarrow \alpha + M_7C_3$ . Однако в действительности четырёхфазная реакция с участием этих карбидов идёт в другом направлении. Наличие неравновесной реакции  $\text{Ж} + M_7C_3 \rightarrow \alpha + M_{23}C_6$  позволяет объяснить реальные особенности микроструктуры некоторых высокохромистых сплавов и выбрать в качестве метастабильного вариант, в котором двухфазная область  $\text{Ж} + M_{23}C_6$  отсутствует. Затем сравнение стабильной фазовой диаграммы с выбранным метастабильным вариантом позволяет определить области возможных трансформаций метастабильного карбида  $M_7C_3$  в стабильный карбид  $M_{23}C_6$ . **Выводы.** Показана схема формирования неравновесной четырёхфазной реакции  $\text{Ж} + M_7C_3 \rightarrow \alpha + M_{23}C_6$ , объясняющей особенности реальной литой структуры. Это позволило выбрать метастабильный вариант диаграммы Fe – C – Cr и определить области полной и ограниченной метастабильности карбида  $M_7C_3$  по отношению к карбиду  $M_{23}C_6$ .

*Ключевые слова:* неравновесная четырёхфазная реакция; метастабильная диаграмма Fe – C – Cr; стабильный карбид  $M_{23}C_6$ ; метастабильный карбид  $M_7C_3$ ; области полной метастабильности; области ограниченной метастабильности

## ОБЛАСТІ ПОВНОЇ ТА ОБМЕЖЕНОЇ МЕТАСТАБІЛЬНОСТІ КАРБИДУ $M_7C_3$ В СИСТЕМІ Fe – C – Cr

ІОНОВА Л. Ю.<sup>1\*</sup>, к. т. н., доц.,  
РОМАНОВА Н. С.<sup>2</sup>, к. т. н., доц.

<sup>1\*</sup> Кафедра матеріалознавства ім. Ю. М. Тарана, Національна металургійна академія України, пр. Гагаріна, 4, Дніпро, 49005, Україна, тел. +38(0562)745-31-56, e-mail: [kaf.material@metal.nmetau.edu.ua](mailto:kaf.material@metal.nmetau.edu.ua), ORCID: 0000-0002-8763-0771

<sup>2</sup> Кафедра матеріалознавства ім. Ю. М. Тарана, Національна металургійна академія України, пр. Гагаріна, 4, Дніпро, 49005, Україна, тел. +38(0562)745-31-56, e-mail: [rnsrns@i.ua](mailto:rnsrns@i.ua), ORCID: 0000-0002-3211-8009

**Анотація. Постановка проблеми.** Велике значення для таких практичних питань металознавства як розроблення нових матеріалів із метастабільними фазами, їх поведінка під час термообробки та експлуатації має прогнозування областей їх імовірного переходу до стабільного стану, бо це дозволяє значно скоротити час пошуку. Оскільки система Fe – C – Cr – це база для значної частини білих износостійких чавунів, вона відібрана для аналізу. Задля визначення області імовірного переходу метастабільного карбиду  $M_7C_3$  в стабільний карбід  $M_{23}C_6$  необхідно чітко визначитися з метастабільним варіантом потрійної діаграми. **Мета статті** – обґрунтування вибору одного з варіантів діаграми Fe – C – Cr як метастабільного для порівняння його зі стабільною діаграмою та визначення області переходу метастабільного карбиду  $M_7C_3$  в стабільний  $M_{23}C_6$ . **Основна частина.** Велику кількість варіантів потрійної діаграми Fe – C – Cr можна поділити на стабільні і метастабільні. Литва структура сплавів на перший погляд більше співвідноситься з метастабільними варіантами, а відпал –

стабільний. Суперечливе для вибору метастабільного варіанта питання про наявність та довжину області  $\text{Ж} + \text{M}_{23}\text{C}_6$ . Наслідком наявності такої області є реакція  $\text{Ж} + \text{M}_{23}\text{C}_6 \rightarrow \alpha + \text{M}_7\text{C}_3$ . Однак у дійсності чотирифазна реакція за участю цих карбідів іде у іншому напрямку. Наявність нерівноважної реакції  $\text{Ж} + \text{M}_7\text{C}_3 \rightarrow \alpha + \text{M}_{23}\text{C}_6$  дозволяє пояснити реальні особливості мікроструктури деяких високохромистих сплавів та вибрати як метастабільний варіант, у якому двофазна область  $\text{Ж} + \text{M}_{23}\text{C}_6$  відсутня. Потім порівняння стабільної фазової діаграми з обраним метастабільним варіантом дозволяє визначити області імовірних трансформацій метастабільного карбиду  $\text{M}_7\text{C}_3$  в стабільний карбід  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ . **Висновки.** Показано схему формування нерівноважної чотирифазної реакції  $\text{Ж} + \text{M}_7\text{C}_3 \rightarrow \alpha + \text{M}_{23}\text{C}_6$ , що пояснює особливості реальної литої структури. Це дозволило обрати метастабільний варіант діаграми  $\text{Fe} - \text{C} - \text{Cr}$  і визначити області повної і обмеженої метастабільності карбиду  $\text{M}_7\text{C}_3$  відносно карбиду  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ .

*Ключові слова:* нерівноважна чотирифазна реакція; метастабільна діаграма  $\text{Fe} - \text{C} - \text{Cr}$ ; стабільний карбід  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ ; метастабільний карбід  $\text{M}_7\text{C}_3$ ; області повної метастабільності; області обмеженої метастабільності

## THE RANGES OF COMPLETE AND LIMITED METASTABILITY OF CARBIDE $\text{M}_7\text{C}_3$ IN $\text{Fe} - \text{C} - \text{Cr}$ SYSTEM

IONOVA L.Yu.<sup>1\*</sup>, *Cand. Sc. (Tech.), Ass. of Prof.*,  
ROMANOVA N.S.<sup>2</sup>, *Cand. Sc. (Tech.), Ass. of Prof.*

<sup>1\*</sup> Department of Materials Science, National Metallurgical Academy of Ukraine, 4, Gagarina ave., Dnipro, 49005, Ukraine, tel. +38(0562) 745-31-56, e-mail: [kaf.materials@metal.nmetau.edu.ua](mailto:kaf.materials@metal.nmetau.edu.ua), ORCID: 0000-0002-8763-0771

<sup>2</sup> Department of Materials Science, National Metallurgical Academy of Ukraine, 4, Gagarina ave., Dnipro, 49005, Ukraine, tel. +38(0562) 745-31-56, e-mail: [rnsms@i.ua](mailto:rnsms@i.ua), ORCID: 0000-0002-3211-8009

**Abstract. Formulation of the problem.** The big importance for such practical questions of metal science as working out new materials with metastable phases, their conduct under heat treatment and exploitation, has prognos of ranges of their possible transformation in the stable condition, as it allows considerably reduce the time of search. Since system  $\text{Fe} - \text{C} - \text{Cr}$  is the base for essential part of white wear-resistant cast irons it was selected for analysis. To determine ranges of possible transformation of metastable carbide  $\text{M}_7\text{C}_3$  into stable  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  is necessary clearly define with the metastable version of the triple diagram. **Objective.** The basis of selection one of the versions  $\text{Fe} - \text{C} - \text{Cr}$  diagram as a metastable for comparison it with the stable one and determination the ranges of transformation of metastable carbide  $\text{M}_7\text{C}_3$  in stable  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ . **Main part.** The big amount versions of triple diagram  $\text{Fe} - \text{C} - \text{Cr}$  can be separate for stables and metastables. Cast alloys structure at a first look tended to agree with metastable version, and homogenized agreed with the stable one. The debatable for the selection of metastable version is the question about presence and extent of range  $\text{L} + \text{M}_{23}\text{C}_6$ . In consequence of presence such a range is reaction  $\text{L} + \text{M}_{23}\text{C}_6 \rightarrow \alpha + \text{M}_7\text{C}_3$ . However in fact four-phases reaction with both this carbides in going in another direction. The presence of non-equilibrium reaction  $\text{L} + \text{M}_7\text{C}_3 \rightarrow \alpha + \text{M}_{23}\text{C}_6$  allows to determine real specialities of some high-chromium alloys microstructure and select as a metastable the version in which two-phases range  $\text{L} + \text{M}_{23}\text{C}_6$  is absence. Than the comparison of stable phase diagram with the selected metastable version allows to determine the ranges of possible transformations of metastable carbide in stable carbide  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ . **Conclusions.** Scheme of forming non-equilibrium four-phases reaction is shown and it explains the specialities of real cast structure. It is allowed select metastable version of  $\text{Fe} - \text{C} - \text{Cr}$  diagram and determine the ranges of complete and limited metastability of carbide  $\text{M}_7\text{C}_3$  according to carbide  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ .

*Keywords:* non-equilibrium four-phases reaction; metastable diagram  $\text{Fe} - \text{C} - \text{Cr}$ ; stable carbide  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ ; metastable carbide  $\text{M}_7\text{C}_3$ ; ranges of complete metastability; ranges of limited metastability

Тройная система  $\text{Fe} - \text{C} - \text{Cr}$  служит основой для значительной части сортамента белых износостойких чугунов. Широкому использованию высокохромистых чугунов и сплавов способствует кристаллизация эвтектик на базе двух специальных карбидов хрома: кубического карбида  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  и гексагонального (дигригонального) карбида  $\text{M}_7\text{C}_3$ . Пространственные модели этих эвтектик впервые были детально разработаны в трудах К. П. Бунина и Ю. Н. Тарана с сотрудниками [1]. Однако на протяжении десятилетий существуют различные взгляды на кристаллизацию значительной части сплавов с высоким содержанием хрома, что связано в первую очередь с метастабильными равновесиями.

В связи с этим существует большое количество взглядов на поверхность ликвидуса равновесной фазовой диаграммы  $\text{Fe} - \text{C} - \text{Cr}$ . Основным спорным

моментом является протяженность области первичной кристаллизации карбида  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ . Из этого следует принципиальное различие существующих мнений о формуле четырехфазной реакции с участием карбидов  $\text{M}_7\text{C}_3$  и  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  и месте её протекания. Соответственно следует ожидать кристаллизации различных первичных и эвтектических карбидов хрома.

Сначала исследователи рассматривали один вариант диаграммы  $\text{Fe} - \text{C} - \text{Cr}$ , исходя из того предположения, что при медленном охлаждении метастабильные фазы не образуются [2]. Качественно отличалась в области высокохромистых сплавов диаграмма Бунгарта [3], появившаяся позднее. Возвращение последующих после Бунгарта исследователей к первоначальному варианту, при котором первичный карбид  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  может находиться

в равновесии только с  $\alpha$ -твердым раствором [4], было вызвано в первую очередь тем, что структура многих сплавов в литом состоянии не соответствовала диаграмме Бунгарта. Там, где по его варианту должен был выделиться первичный карбид  $M_{23}C_6$  и образоваться эвтектика  $\gamma + M_{23}C_6$ , исследователи обнаруживали первичный карбид  $M_7C_3$  и эвтектику  $\gamma + M_7C_3$ .

Шаг вперед сделал Джексон, опубликовав заведомо метастабильную диаграмму [5]. По его данным, область выделения первичного кубического карбида существует от 100 до 60 % Cr, при более низком содержании хрома кристаллизуется карбид  $M_7C_3$ . При этом у него, как и у других авторов, более поздних, в частности, отсутствуют какие-либо

металлографические свидетельства наличия реакции  $J + M_{23}C_6 \rightarrow \alpha + M_7C_3$  (1). Расхождение между различными вариантами тройной диаграммы и литой структурой в то же время достигло такого масштаба, что на диаграмме с разных сторон эвтектического тальвега изображали разные типы карбидов [6].

Впервые сомнения в существовании реакции (1) выразил Л. А. Шевчук. Им были предложены два варианта диаграммы: стабильный (рис. 1 а) и метастабильный (рис. 1 б) [7; 8]. Также было высказано мнение о том, что литая структура согласуется с вариантом Джексона, в то время как гомогенизированная структура в этих же сплавах – с вариантом Бунгарта.

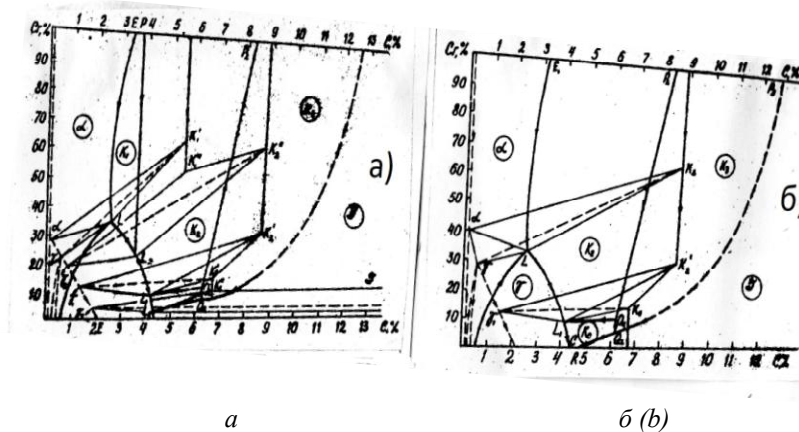


Рис. 1. Проекция поверхности ликвидус системы Fe – C – Cr по данным [7; 8]: а – стабильный вариант, б – метастабильный вариант / Fig. 1. Liquidus surface projection of Fe – C – Cr system after [7; 8]: a – stable version, b – metastable version

Метастабильная диаграмма Л. А. Шевчука увязана с метастабильной эвтектической реакцией  $J \rightarrow (Cr) + Cr_7C_3$  в двойной системе Fe–C, соответственно метастабильное равновесие между твердым раствором и карбидом  $M_7C_3$  в тройной системе является продолжением реакции в двойной системе при добавлении в неё железа. Область первичного кубического карбида на метастабильной диаграмме отсутствует. В более поздних работах [9; 10] вернулись к уточненным вариантам с различной протяженностью области  $J + M_{23}C_6$ .

### Основная часть

Превращение метастабильного карбида  $M_7C_3$  в стабильный карбид  $M_{23}C_6$  в некоторых сплавах подтверждается как работами авторов [11], так и собственными исследованиями [12; 13]. Учитывая это и исходя из различных взглядов на основную спорную проблему, имеющиеся варианты тройной диаграммы Fe – C – Cr можно разделить на две группы: 1) в которой первичная область  $M_{23}C_6$  достигает первичной области аустенита и 2) в которой область  $M_{23}C_6$  укорочена. К первой группе (стабильные варианты диаграммы) можно отнести варианты Бунгарта, Ривлина и стабильный вариант Шевчука; ко второй группе – все остальные. В свою

очередь, варианты, отнесенные к метастабильным, могут быть также поделены на две части: 1) такую, в которой первичная область  $M_{23}C_6$  отсутствует (метастабильный вариант Шевчука) и 2) другую, в которой эта область имеет некоторую протяженность, но оканчивается всегда выше 40 % хрома (варианты Туфота, Гриффина, Джексона, Ситтнера и др.).

Определиться с выбором метастабильного варианта можно, объяснив противоречие между реальной литой структурой и той, которая следует из четырёхфазной реакции (1), не подтверждаемой экспериментально. Действительно, в микроструктуре ряда сплавов с содержанием хрома выше 35 % возможно образование двух типов эвтектик на базе различных высокохромистых карбидов, не находящихся в равновесии. Оценивая поэтапно процесс формирования их кристаллизационной структуры, можно прийти к выводу, что единственно возможным объяснением всех его особенностей является перитектико-эвтектическая реакция  $J + M_7C_3 \rightarrow \alpha + M_{23}C_6$  (2), т. е. такая, в которой последовательность образования карбидов противоположна (1).

Этот поразительный на первый взгляд факт объясняется близостью стабильного и метастабильного эвтектических тальвегов, а также

кристаллизацией стабильной эвтектики из расплава, недосыщенного углеродом [14]. Предположение о том, что при некотором составе жидкости дефицит углерода перестает быть препятствием к протеканию четырёхфазной реакции, позволяет графически изобразить схему четырёхфазной плоскости (рис. 1),

формируемой спускающейся, с одной стороны, вдоль эвтектического метастабильного тальвега  $\alpha + M_7C_3$  – трёхфазной областью  $ж + \alpha + M_7C_3$  и, с другой стороны, – трёхфазной областью  $ж + M_7C_3 + M_{23}C_6$  стабильной диаграммы равновесия.

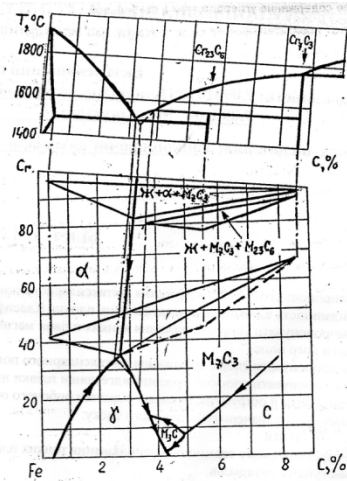


Рис. 2. Схема формирования четырёхфазной плоскости  $ж + M_7C_3 + \alpha + M_{23}C_6$  / Fig. 2. Scheme illustration formation of four-phases plane  $L + M_7C_3 + \alpha + M_{23}C_6$

Можно отметить аналогию между последовательностью образования эвтектик в случае неравновесной реакции (2) и одной из разновидностей половинчатых структур в нелегированных чугунах: аустенитно-графитная эвтектика в них образуется в промежутках между первоначально выросшим ледебуритом [1]. Отличие между схемами их кристаллизации только в подплавлении метастабильной эвтектики на базе карбида  $M_7C_3$ . Легирование же Fe–C сплавов третьим компонентом, например хромом или ванадием, приводит к подобному подплавлению ледебурита.

Неравновесная реакция (2) позволяет в качестве метастабильного варианта тройной диаграммы выбрать тот, в котором область выделения первичного карбида  $M_{23}C_6$  отсутствует, т. е. вариант Л. А. Шевчука. При этом необходимо учитывать, что чем меньше соотношение  $Cr/C$ , тем легче происходит образование метастабильного карбида  $M_7C_3$ . Сравнение изотермической проекции стабильной фазовой диаграммы с выбранным метастабильным вариантом позволяет определить области возможных переходов метастабильных фаз в стабильные. Поскольку вклад карбидных фаз, ведущих эвтектическую кристаллизацию, в формирование структуры и свойств сплавов, более весом, прогнозирование областей фазового перехода метастабильного карбида  $M_7C_3$  в стабильный карбид  $M_{23}C_6$  представляет преимущественный интерес.

До сих пор все исследования так называемых карбидных превращений, под которыми авторы подразумевают переход метастабильных эвтектических карбидов в стабильное состояние в системах Fe–C-карбидообразующий элемент, носят

либо характер нескольких единичных разрозненных политермических “протоколов” диаграмм состояния (т. е. рассматриваются 2–3 отдельных состава), либо сводятся к построению “структурных” диаграмм, весьма приблизительно характеризующих структурообразование при затвердевании с конкретными, чаще всего близкими к промышленным, скорости охлаждения. Между тем, области всех фазовых превращений – и карбидных, в частности, всегда имеют четкие температурно-концентрационные границы на фазовых диаграммах равновесия.

Согласно [15], метастабильные фазы могут быть поделены на новые (отсутствующие на стабильной диаграмме равновесия) и фазы с ограниченной метастабильностью. Последние (имеющиеся на стабильной диаграмме) в определенных температурно-концентрационных областях являются стабильными, но в тех областях, за счет которых они расширяют пределы своего существования, эти фазы оказываются метастабильными.

Нетрудно видеть, что ограниченно метастабильные промежуточные фазы могут вести себя двояко при тепловой обработке: превращаться в стабильные или полностью, или частично. Все зависит от того, в каких областях тройной стабильной диаграммы образуется ограниченно метастабильная фаза. Если она формируется в областях с иным типом карбида, их можно назвать областями полной метастабильности, т. к. при соответствующих условиях все 100 % метастабильной карбидной фазы превратятся в стабильную. Если метастабильная фаза формируется в областях с двумя типами карбидов, то только вполне определенная правилом рычага часть

ограниченно метастабильного карбида окажется способной превращаться в иной, стабильный карбид при термической обработке. Поэтому такие области могут быть названы областями ограниченной метастабильности. Другая часть этого же карбида является стабильной и не может трансформироваться в карбид иного типа при высокотемпературных выдержках любой степени длительности.

В системе Fe – C – Cr ограниченно метастабильной промежуточной фазой является карбид  $M_7C_3$ . В зависимости от того, за счет каких областей – содержащих по стабильной диаграмме лишь один тип карбида ( $M_{23}C_6$ ) или же оба высокохромистых карбида ( $M_7C_3$  и  $M_{23}C_6$ ) – карбид  $M_7C_3$  расширяет область своего существования, возможна либо полная, либо ограниченная его трансформация в стабильный карбид  $M_{23}C_6$ .

Области, в которых по стабильному варианту диаграммы должен выделяться только карбид  $M_{23}C_6$ ,

а при кристаллизации образовался карбид  $M_7C_3$ , будут областями полной метастабильности. Такими областями являются:  $\gamma + Ж + M_{23}C_6$ ;  $\gamma + M_{23}C_6$ ;  $\alpha + M_{23}C_6$ ;  $\alpha + \gamma + M_{23}C_6$ ;  $Ж + \alpha + M_{23}C_6$ ;  $Ж + M_{23}C_6$  (рис. 3).

Области, в которых по стабильной диаграмме возможно существование обоих типов карбидов, а при затвердевании образовался только карбид  $M_7C_3$ , можно отнести к областям ограниченной и частичной метастабильности. В них трансформироваться в стабильный кубический карбид будет только часть карбида  $M_7C_3$ , а другая его часть останется такой, какой сформировалась в результате кристаллизации. Такими областями будут:  $M_{23}C_6 + M_7C_3$ ;  $Ж + M_{23}C_6 + M_7C_3$ ;  $\gamma + M_{23}C_6 + M_7C_3$  (рис. 4). Количество превращенного карбида может быть подсчитано в них по изотермическим сечениям стабильной диаграммы для каждого сплава отдельно.

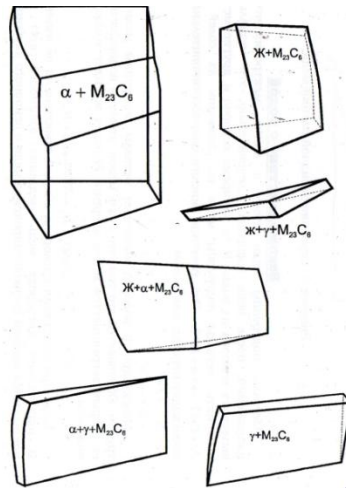


Рис. 3. Области полной метастабильности карбида  $M_7C_3$  /  
Fig. 3. Ranges of complete metastability of carbide  $M_7C_3$

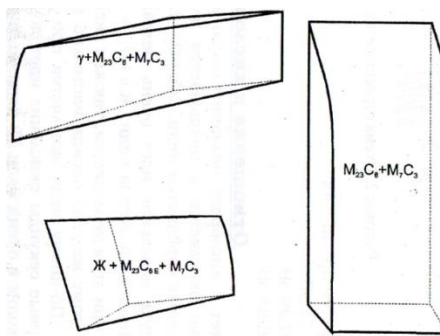


Рис. 4. Области частичной метастабильности карбида  $M_7C_3$  /  
Fig. 4. Ranges of limited metastability of carbide  $M_7C_3$

### Выводы

Приведена схема формирования неравновесной четырёхфазной реакции, объясняющая особенности реальной литой структуры. Это позволило выбрать метастабильный вариант диаграммы Fe – C – Cr, исключая существование области первичного

карбида  $M_{23}C_6$ , сравнение которого со стабильным вариантом дало возможность определить области полной и ограниченной метастабильности первичного и эвтектического карбида  $M_7C_3$  по отношению к карбиду  $M_{23}C_6$ . В областях, в которых по стабильному варианту возможно существование обоих типов карбидов, а при затвердевании

образовался только карбид  $M_7C_3$ , он будет метастабильностью относятся:  $\text{Ж} + \gamma + M_{23}C_6$ ;  $\alpha + \gamma + M_{23}C_6$ ;  $\gamma + M_{23}C_6$ ;  $\alpha + M_{23}C_6$ ;  $\text{Ж} + \alpha + M_{23}C_6$ ;  $\text{Ж} + M_{23}C_6$ . Это области:  $M_{23}C_6 + M_7C_3$ ;  $\text{Ж} + M_{23}C_6 + M_7C_3$  и  $\gamma + M_{23}C_6 + M_7C_3$ . К областям с полной

### СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Основы металлографии чугуна : монография / [К. П. Бунин, Я. Н. Малиночка, Ю. Н. Таран]. – Москва : Metallurgiya, 1969. – 465 с.
2. Tofaute W. Archiv für das Eisenhüttenwesen / W. Tofaute, C. Kuttner, A. Buttinghaus. – Bd. 9. – № 12. – 1936. – Pp. 607–612.
3. Bungardt K. Eisenhüttenwes / K. Bungardt, Kunze, E. Horn. – Arch., 1958. – № 29(3). – Pp. 193–203.
4. Griffing N.R. Fe – C – Cr diagram / N.R. Griffing, W.D. Forgeng, G.W. Healy // Trans. Met. Society AIME. – 1962. – Vol. 224. – № 1. – Pp. 148–159.
5. Jackson R.S. The austenite Liquidus Surface and Constitutional Diagram for the Fe–C–Cr metastable system / R.S. Jackson / Journal of the Iron and Steel Inst. – 1970. – Vol. 208(2). – Pp. 163–167.
6. Maratay F. Choise of Appropriate Compositions for Cr–Mo / F. Maratay // White irons. – A.F.S. Trans., 1971. – Vol. 79. – Pp. 121–124.
7. Шевчук Л. А. К вопросу о стабильной диаграмме Fe – C – Cr / Л. А. Шевчук, Л. Р. Дудецкая // Изв. АН БССР. – 1974. – № 1. – С. 19–21.
8. Шевчук Л. А. Стабильная диаграмма состояния. / Л. А. Шевчук, Л. Р. Дудецкая, В. А. Ткачева // Изв АН БССР. – 1976. – № 2. – С. 36–38.
9. Rivlin V.G. Critical review of constitutional C – Cr – Fe and C – Fe – Mn systems / V.G. Rivlin // Int. Met. Reviews. – 1984. – Vol. 29. – № 4. – Pp. 299–325.
10. Sittner M. Primarni Krystalizace chromovych litin / M. Sittner // Slevarenstvi. – 1985. – Vol. 33. – № 9.
11. Pearce J.T.H. Abrasive wear behavior of alloy cast irons / J.T.H. Pearce // British Foundryman. – 1985. – Vol. 78. – №1. – Pp. 13–23.
12. Іонова Л. Ю. Рівновага високохромистих карбідів із твердими розчинами під час кристалізації та термічної обробки / Л. Ю. Іонова // Металознавство та обробка металів. – 1999. – № 3. – С. 50–52.
13. Іонова Л. Ю. Особенности кристаллизации эвтектических сплавов с фазами невысокого уровня метастабильности / Л. Ю. Іонова // Металознавство та обробка металів. – 2011. – № 1–2. – С. 150–158.
14. Іонова Л. Ю. Структурні особливості високохромистих сплавів у зоні нерівноважної перитектико-евтектичної реакції / Л. Ю. Іонова // Металознавство та обробка металів. – 2006. – № 1. – С. 14–18.
15. Мирошніченко І. С. Закалка из жидкого состояния : монография / И. С. Мирошніченко. – Москва : Metallurgiya, 1982. – 168 с.

### REFERENCES

1. Bunin K.P., Malinochka Ya.N. and Taran Yu.N. *Osnovy metallografii chuguna* [The bases of cast iron metallography]. Moscow: Metallurgy, 1969, 465 p. (in Russian).
2. Tofaute W., Kuttner C. and Buttinghaus A. Archiv für das Eisenhüttenwesen. Bd. 9, no. 12, 1936, pp. 607–612. (in Deutsch)
3. Bungardt K., Kunze, Horn E. Eisenhüttenwes. Arch., 1958, no. 29(3), pp. 193–203. (in Deutsch)
4. Griffing N.R., Forgeng W.D. and Healy G.W. Fe – C – Cr diagram. Trans. Met. Society AIME, 1962, vol. 224, no. 1, pp. 148–159. (in English)
5. Jackson R.S. The austenite Liquidus Surface and Constitutional Diagram for the Fe–C–Cr metastable system. Journal of the Iron and Steel Inst, 1970, vol. 208(2), pp. 163–167. (in English)
6. Maratay F. Choise of Appropriate Compositions for Cr–Mo. White irons. A.F.S. Trans., 1971, vol. 79, pp. 121–124. (in English)
7. Shevchuk L.A. and Dudetskaya L.R. *K voprosu o metastabylnoy diagramme Fe – C – Cr* [For the question of metastable diagram Fe – C – Cr]. *Vesti Akademii Nauk BSSR* [News of Academy of Sciences of the BSSR]. 1974 (1), pp. 19–21. (in Russian)
8. Shevchuk L.A., Dudetskaya L.R. and Tkacheva V.A. *Stabilnaya diagramma sostoyaniya* [Stable equilibrium digram] *Vesti Akademii Nauk BSSR*. [News of Academy of Sciences of the BSSR]. 1976 (2), pp. 36–38. (in Russian)
9. Rivlin V.G. Critical review of constitutional C – Cr – Fe and C – Fe – Mn systems. Int. Met. Reviews, 1984, vol. 29, no. 4, pp. 299–325. (in English)
10. Sittner M. Primarni Krystalizace chromovych litin. Slevarenstvi, 1985, vol. 33, no. 9. (in Czech)
11. Pearce J.T.H. Abrasive wear behavior of alloy cast irons. British Foundryman, 1985, vol. 78, no. 1, pp. 13–23. (in English)
12. Ionova L.Yu. Rinvovaga vysokokhromistyh karbidiv z tverdymy rozchynamy pry krystalizatsii ta termichnij obrobtisi [ The equilibrium of high-chromium carbides with the solid solutions under solidification and heat treatment]. *Metaloznavstvo ta obrobka metaliv* [Metal science and Treatment of Metals]. 1999, no. 3, pp. 50–52. (in Ukrainian)
13. Ionova L.Yu. *Osobennosti kristallizatsii evtekticheskikh splavov s fazami nevysokogo urovnya metalstabilnosti* [ Specialities of eutectic alloys crystallization with low level metastability phases]. *Metaloznavstvo ta obrobka metaliv* [Metal science and Treatment of Metals]. 2011, no. 1–2, pp. 150–158 (in Russian)
14. Ionova L.Yu. *Strukturni osoblivosti vysokokhromistyh splaviv u zoni nerivnovazhnoy peritektiko-evtektichnoi reaktsii* [The structural features of high-chromium alloys in the area of non-equilibrium transition]. *Metaloznavstvo ta obrobka metaliv* [Metal science and Treatment of Metals]. 2006, no. 1, pp. 14–18. (in Ukrainian)

15. Myroshnichenko I.S. *Zakalka iz zhidkogo sostoyaniya* [The Hardening from the liquid state]. Moscow : Metallurgy Publ., 1982, 168 p. (in Russian)

*Статья рекомендована к публикации в журнале «Доклады по технике наук», проф. В. И. Мазуром (Украина), «Доклады по технике наук», проф. О. Б. Гириным (Украина).*

Поступила в редколлегию 15.02.2017

Принята в печать 18.02.2017

УДК 669.1524-196: 621.78: 669.018.24

## АНОМАЛЬНИЙ ВПЛИВ МАРТЕНСИТНОЇ СКЛАДОВОЇ НА ГРАФІТИЗАЦІЮ У ЛИТИХ ТА АУСТЕНИТИЗОВАНИХ НІКЕЛЕВИХ СТАЛЯХ, ОБРОБЛЕНИХ ХОЛОДОМ

СЕМЕНОВА І. О., к. т. н., доц.

Кафедра матеріалознавства, Національна металургійна академія України, пр. Гагаріна 4, Дніпро, 49005, Україна, тел. +38(066) 007-45-85, e-mail: [28.03semenova@ukr.net](mailto:28.03semenova@ukr.net), ORCID:0000-0002-0610

**Анотація. Постановка проблеми.** Проведення графітизації антифрикційної нікелевої сталі у різних вихідних станах, але з однаковим фазовим складом, за різних температур графітуючого відпалу. **Методика.** Експериментальні зразки отримували шляхом відцентрового виливання, що забезпечувало достатню щільність зразків досліджуваних сталей. Кількість мартенситної складової вимірювали за допомогою феритометра ФА-1. Кількість включень графіту відпалу визначали за допомогою стереометричного аналізу шляхом підрахунку кількості частинок на квадратний міліметр. **Результати.** Встановлено, що кінетика процесу графітизації у литих зразках та у зразках, які пройшли аустенітизацію та обробку холодом, значно відрізняється, незважаючи на однаковий фазовий склад та однакові температури графітуючого відпалу. **Наукова новизна** полягає у визначенні уповільнення процесу графітизації у литих нікелевих сталях, що вміщують різну кількість нікелю, за температур 650 та 850 °С, а саме – уповільнення цього процесу у разі зменшення вмісту нікелю та збільшення кількості мартенситу в литій структурі цих сталей, а також у визначенні неоднозначного впливу мартенситної складової на кінетику процесу графітизації в нікелевій сталі, яка пройшла аустенітизацію та обробку холодом. **Практична значимість.** Результати дослідження можуть бути враховані для розроблення складу та режиму термічної обробки антифрикційних сталей, що графітуються, для використання їх у важконавантажених вузлах тертя-ковзання металургійних агрегатів.

*Ключові слова:* нікелеві сталі; графітизація; мартенситне перетворення; графітизація відпалу; аустенітизація

## АНОМАЛЬНОЕ ВЛИЯНИЕ МАРТЕНСИТНОЙ СОСТАВЛЯЮЩЕЙ НА ГРАФИТИЗАЦИЮ В ЛИТЫХ И АУСТЕНИТИЗИРОВАННЫХ НИКЕЛЕВЫХ СТАЛЯХ, ОБРАБОТАННЫХ ХОЛОДОМ

СЕМЕНОВА И. О., к. т. н., доц.

Кафедра материаловедения, Национальная металлургическая академия Украины, пр. Гагарина 4, Днепр, 49005, Украина, тел. +38(066) 007-45-85, e-mail: [2803semenova@ukr.net](mailto:2803semenova@ukr.net), ORCID ID: 0000-0002-4083-0610

**Аннотация. Постановка проблемы.** Проведение графитизации антифрикционной никелевой стали в различных исходных состояниях, но с одинаковым фазовым составом, при различных температурах графитизирующего отжига. **Методика.** Экспериментальные образцы получали путем центробежного литья, что обеспечивало достаточную плотность образцов исследуемых сталей. Количество мартенситной составляющей измеряли с помощью ферритометра ФА-1. Количество включений графита отжига определяли с помощью стереометрического анализа путем подсчета количества частиц на квадратный миллиметр. **Результаты.** Установлено, что кинетика процесса графитизации в литых образцах и в образцах, которые прошли аустенитизацию и обработку холодом, значительно отличается, несмотря на одинаковый фазовый состав и одинаковые температуры графитизирующего отжига. **Научная новизна** заключается в установлении замедления процесса графитизации в литых никелевых сталях, содержащих различное количество никеля, при температурах 650 и 850 °С, а именно – замедление этого процесса при уменьшении содержания никеля и увеличении количества мартенсита в литой структуре этих сталей, а также в установлении неоднозначного влияния мартенситной составляющей на кинетику процесса графитизации в никелевой стали, которая прошла аустенитизацию и обработку холодом. **Практическая значимость.** Результаты работы могут быть учтены при разработке состава и режима термической обработки антифрикционных графитизированных сталей для использования их в тяжело нагруженных узлах трения – скольжения металлургических агрегатов.