

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

УДК 669.15'26'292–196

Т. В. ПАСТУХОВА¹, В. Г. ЕФРЕМЕНКО^{2*}, А. П. ЧЕЙЛЯХ³, К. ШИМИДЗУ⁴,
Ю. Г. ЧАБАК⁵

¹Каф. «Металловедение и термическая обработка металлов», Приазовский государственный технический университет, ул. Университетская, 7, Мариуполь, Украина, 87500, тел. +38 (0629) 44 65 20, эл. почта kozarevskaya89@mail.ru, ORCID 0000-0002-0352-9220

^{2*}Каф. «Физика», Приазовский государственный технический университет, ул. Университетская, 7, Мариуполь, Украина, 87500, тел. +38 (0629) 44 61 31, эл. почта vgefremenko@rambler.ru, ORCID 0000-0002-4537-6939

³Каф. «Металловедение и термическая обработка металлов», Приазовский государственный технический университет, ул. Университетская, 7, Мариуполь, Украина, 87500, тел. +38 (0629) 44 61 31, эл. почта cheulyakh_o_p@pstu.edu, ORCID 0000-0003-0805-0443

⁴Муроранский технологический институт, ул. Мизумото-чо, 27, Муроран, Хоккайдо, Япония, 050-8585, тел. +81-143465651, эл. почта shimizu@murogan-ac.jp

⁵Каф. «Физика», Приазовский государственный технический университет, ул. Университетская, 7, Мариуполь, Украина, 87500, тел. +38 (0629) 44 65 20, эл. почта julia.chabak@yandex.ua, ORCID 0000-0003-4913-2680

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ НА ТЕМПЕРАТУРУ ПРЕВРАЩЕНИЯ «ПЕРЛИТ → АУСТЕНИТ» В КОМПЛЕКСНО-ЛЕГИРОВАННЫХ БЕЛЫХ ЧУГУНАХ

Цель. В структуре износостойких сталей и чугунов не допускается присутствия перлита. Устранение перлита путем грамотного выбора режима закалки предполагает знание температур критических точек A_{c1} и A_{c3} для конкретных сталей и чугунов. Целью работы является определение влияния V (от 5 до 10 %) и Cr (от 0 до 9 %) на температурный интервал фазово-структурного перехода «перлит → аустенит» (точки A_{c1}) в комплексно-легированных белых V-Cr-Mn-Ni чугунах со сфероидизированными карбидами ванадия. **Методика.** Использованы чугуны девяти различных составов, выплавленные в лабораторных условиях и подвергнутые модифицирующей обработке Mg-содержащей лигатурой. В работе применены металлографический метод анализа, оптическая дилатометрия, энергодисперсионная спектроскопия. **Результаты.** Показано, что в исследованных чугунах критическая точка A_{c1} находится в температурном интервале от 710–780 °C (нижняя граница) до 730–850 °C (верхняя граница). Представлены данные по концентрации хрома и ванадия в матрице чугунов, получены регрессионные выражения, описывающие влияние содержания ванадия и хрома на температурные границы превращения «перлит → аустенит». **Научная новизна.** Показано, что в исследованных чугунах рост содержания хрома приводит к повышению нижней и верхней границ температурного интервала превращения «перлит → аустенит»; ванадий повышает лишь верхнюю границу интервала. Установлено, что влияние хрома на критическую точку A_{c1} реализуется благодаря его частичному растворению в металлической матрице (концентрация Cr в аустените достигает 7,0 %). Ванадий, ввиду его незначительного растворения в матрице (содержание ванадия в твердом растворе не превышает 1,75 %), влияет на критическую точку опосредованно, за счет увеличения концентрации хрома в матрице вследствие более активного связывания углерода в карбиды VC. **Практическая значимость.** Предложены температурные интервалы нагрева под закалку белых V-Cr-Mn-Ni чугунов со сфероидизированными карбидами ванадия, обеспечивающие получение в структуре чугунов аустенитно-мартенситной матрицы при полном отсутствии перлита в структуре.

Ключевые слова: комплексно-легированные чугуны; критическая точка; хром; ванадий; карбиды ванадия; перлит; аустенит; фазовый переход

Введение

Белые легированные чугуны нашли широкое применение в промышленности благодаря своей высокой износостойкости [2–6]. Известно, что с целью обеспечения максимального сопротивления абразивному изнашиванию в структуре чугуна не допускается присутствия перлита;

металлическая матрица должна состоять из мартенсита и остаточного аустенита в различном соотношении в зависимости от условий изнашивания [5, 8]. Перлит в структуре чугунов устраняется закалкой из аустенитной области [1, 4]. Для правильного выбора температуры нагрева под закалку необходимо знать положение

ние точки A_{c1} . Известно, что на температурный интервал обратного превращения «перлит \rightarrow аустенит» (т.е. на критическую точку A_{c1}) определяющее воздействие оказывает скорость нагрева и, главным образом, – химический состав сплава. Информация по критическим точкам высокохромистых чугунов приведена в работах [3, 5, 7, 10]. В то же время в литературе отсутствуют данные о критических точках сплавов нового класса – чугунов со сфероидизированными карбидами ванадия. Эти чугуны в последнее время привлекают повышенный интерес исследователей в связи с их высоким уровнем триботехнических свойств [11–13, 16]. Сфероидизированное состояние карбидов ванадия обеспечивают обработкой расплава лигатурами, содержащими Mg или PЗМ [9, 15]. Оптимизация химического состава и технологии термической обработки таких чугунов требует знания температурного интервала превращения «перлит \rightarrow аустенит». В то же время, особенности фазово-структурных превращений в указанных чугунах, включая и данные об интервалах фазовых переходов, остаются практически неизученными, что требует проведения дополнительных исследований.

Цель

Целью данной работы является определение температурного интервала фазового превращения «перлит \rightarrow аустенит» в V-Cr-Mn-Ni чугунах со сфероидизированными карбидами ванадия, а также оценка характера влияния содержания ванадия и хрома на температурные границы этого интервала.

Методика

В работе исследовали белые V-Cr-Mn-Ni чугуны со сфероидизированными карбидами ванадия девяти вариантов химического состава. Чугуны выплавляли в лабораторной двадцатикилограммовой индукционной печи и разливали в песчаные формы. Все сплавы содержали 3,0–3,3 % C, ~ 1,0 % Si, 1,5–1,7 % Ni, 4,0–4,4 % Mn. Варьировали содержание ванадия – от 5 до 10 % и хрома – от 0 до 9 % (табл. 1). В процессе выплавки чугуны обрабатывали лигатурой, содержащей 5,68 % Mg, остальное – Ni, для сфероидизации карбидов ванадия. После выбивки из формы из слитков вырезали с помощью электроискровой обработки образцы, которые шлифовали в нужный размер.

Таблица 1

Химический состав опытных сплавов

Table 1

The chemical composition of experimental alloys

Номер сплава	C	Si	Mn	Ni	V	Cr
1	3,23	0,99	4,02	1,56	9,87	0,01
2	3,00	1,07	3,92	1,60	9,14	4,37
3	3,10	1,05	3,99	1,71	9,49	9,10
4	3,33	1,02	4,41	1,51	7,42	0,01
5	3,11	1,05	4,12	1,59	7,34	4,32
6	3,11	0,98	4,11	1,59	7,50	9,08
7	3,39	1,04	4,24	1,71	5,22	0,03
8	3,31	1,08	4,14	1,53	5,28	4,60
9	3,26	1,09	3,97	1,59	5,27	9,10

Температурный интервал превращения «перлит \rightarrow аустенит» находили с помощью оптического dilatометра на образцах диаметром 2 мм и длиной 20 мм. Скорость нагрева составляла 0,5 °C/с. Использовали литые образцы чугунов, содержащих не более 4,5 % Cr, в их структуре присутствовала α -фаза в виде мартенсита и перлита. Чугуны с 9 % Cr имели в литом состоянии аустенитную матрицу, поэтому их предварительно подвергали выдержке при 650 °C в течение 6 ч для превращения аустенита в перлит.

Микроструктуру изучали с помощью оптического микроскопа «Nikon Eclipse L150». Фазовый химический состав исследовали с помощью энергодисперсионного спектрометра фирмы «Oxford Instruments», встроенного в электронный микроскоп JEOL JSM-6510.

Результаты

Металлографический анализ показал, что все исследованные чугуны имели в своей структуре сфероидизированные включения карбидов ванадия, относительно равномерно распределенных в объеме сплавов (рис. 1, а). Эвтектика на базе карбида VC не была выявлена ни в одном из сплавов. Помимо карбидов ванадия в хромсодержащих чугунах присутствовала эвтектика на базе карбидов хрома Me_7C_3 (рис. 1, б).

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

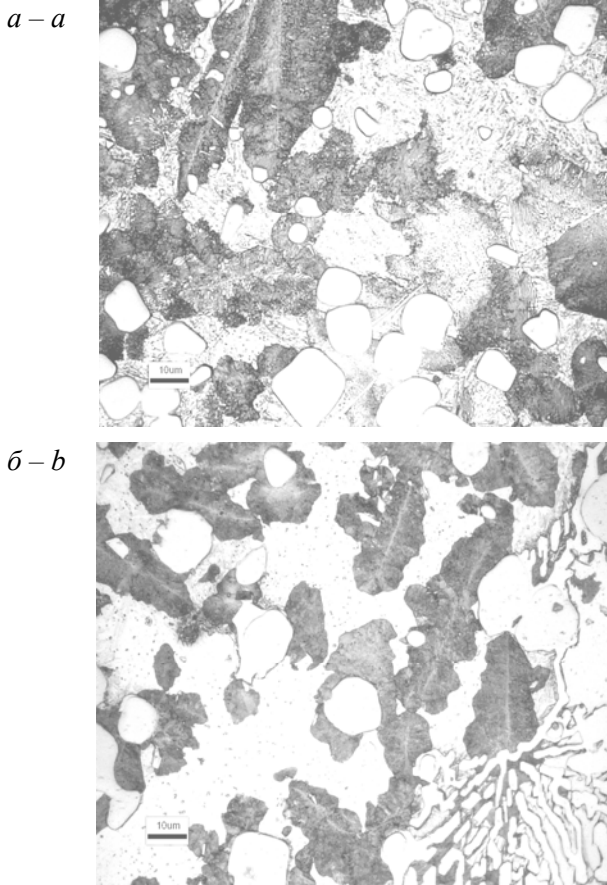


Рис. 1. Микроструктура чугунов № 1 (а), № 5 (б)
 Fig. 1. Microstructure of cast irons № 1 (a), № 5 (b)

Результаты дилатометрических исследований представлены на рис. 2.

Как следует из этого рисунка, в процессе нагрева до ~ 700 °С фиксировали монотонное увеличение длины образцов, связанное с их термическим расширением. При более высоких температурах на дилатометрических кривых нагрева всех чугунов был выявлен участок, на котором происходило либо замедление удлинения образцов, либо их укорачивание, что указывало на протекание $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения, идущего с уменьшением объема. Таким образом, выявленный участок фактически указывал на положение критической точки Ac_1 . По перегибам на кривых были определены температурные интервалы критической точки, т.е. ее нижняя ($Ac_{1н}$) и верхняя ($Ac_{1в}$) границы.

Анализ кривых показал, что в зависимости от легирования интервал превращения изменяется от 710–780 °С ($Ac_{1н}$) до 730–850 °С ($Ac_{1в}$) (табл. 2).

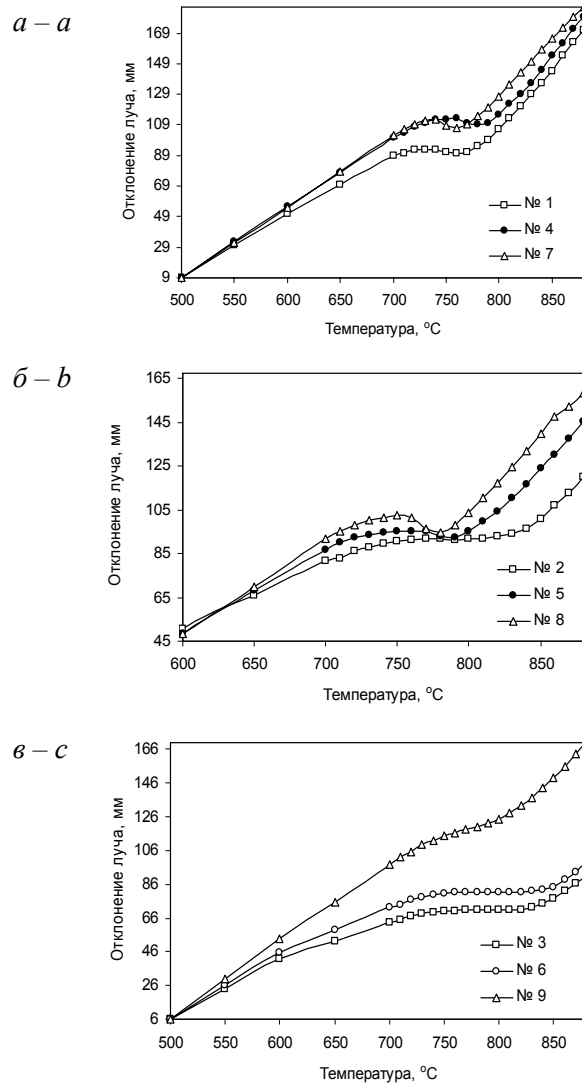


Рис. 2. Дилатометрические кривые нагрева исследованных чугунов:
 а – без хрома; б – содержащих 4,5 % Cr; в – 9 % Cr

Fig. 2. Dilatometric heating curves of studied cast irons:
 a – Cr-free, b – bearing 4.5 % Cr, c – bearing 9 % Cr

Таблица 2

Температуры $Ac_{1н}$ и $Ac_{1в}$ в исследованных чугунах

Table 2

Temperature $Ac_{1н}$ and $Ac_{1в}$ in the studied cast irons

t , °С	Номер сплава								
	1	2	3	4	5	6	7	8	9
$Ac_{1н}$	710	710	720	720	720	730	710	710	720
$Ac_{1в}$	780	840	840	780	810	850	780	790	820

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

С целью построения математической модели влияния ванадия и хрома на температурный интервал превращения экспериментальные данные были подвергнуты регрессионной обработке с помощью табличного процессора MS Excel. Полученные регрессионные уравнения имеют следующий вид:

$$Ac_{1н} = 711,5 + 0,93 [\% Cr] + 0,02 [\% V] + 0,023 [\% Cr] [\% V], \quad (1)$$

$$Ac_{1в} = 667,8 + 4,86 [\% Cr] + 29,08 [\% V] + 0,50 [\% Cr] [\% V] - 0,27 [\% Cr]^2 - 1,75 [\% V]^2, \quad (2)$$

где $[\% Cr]$, $[\% V]$ – содержание хрома и ванадия, масс. %, соответственно.

Уравнения включают статистически значимые коэффициенты регрессии. Достоверность уравнений подтверждается высокими значениями коэффициента детерминации: $R^2 = 0,88$ – для уравнения (1) и $R^2 = 0,97$ – для уравнения (2). Графическое изображение уравнения (1) представлено на рис. 3. Из этого рисунка следует, что хром повышает как $Ac_{1н}$, так и $Ac_{1в}$, причем в большей степени – температуру окончания $P \rightarrow A$ превращения. Влияние хрома на температурный интервал превращения возрастает с увеличением содержания ванадия в сплаве. Особенно заметен рост $Ac_{1к}$ в чугунах с 7,5–10 % V: температура окончания превращения под влиянием хрома повышается от 780–790 °C до 845–855 °C. Такое влияние хрома связано с его ферритообразующей способностью, проявляющейся в сужении области существования аустенита (в том числе – и за счет повышения нижней температурной границы существования γ -фазы) [1, 3]. Ванадий активнее хрома связывает углерод в специальные карбиды, поэтому повышение содержания ванадия снижает количество углерода, которое может быть связано хромом в карбиды Me_7C_3 , следовательно, больше хрома остается в металлической матрице, влияя на положение критической точки.

Подтверждением этому являются результаты фазового химического анализа металлической матрицы (аустенита) чугунов, показанные на рис. 4. Видно, что концентрация хрома в аустените монотонно возрастает по мере увеличения общего содержания ванадия в сплаве: с 3,14 до 4,64 % – в сплавах с 4,5 % Cr и с 5,21 до 7,01 % – в спла-

вах с 9 % Cr. Таким образом, ванадий усиливает влияние хрома на повышение точки Ac_1 .

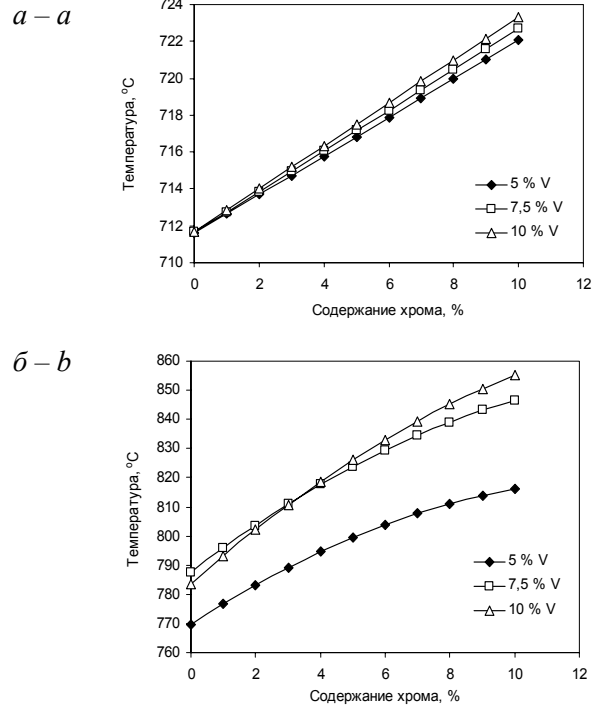


Рис. 3. Влияние хрома на температуру нижней (а) и верхней (б) границы интервала $P \rightarrow A$ превращения в исследованных чугунах с различной концентрацией ванадия

Fig. 3. Influence of chromium on the temperature of lower (a) and higher (b) limits of interval of $P \rightarrow A$ transformation in cast irons with different concentration of V

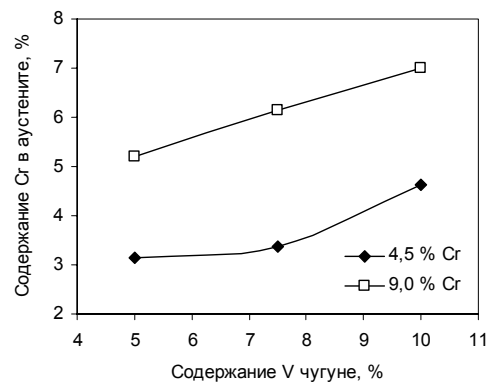


Рис. 4. Влияние общего содержания ванадия в чугунах, легированных 4,5 и 9,0 % Cr, на содержание хрома в аустените (данные EDS-анализа)

Fig. 4. Influence of V content in cast irons, alloyed by 4.5 and 9.0 % Cr, on concentration of chromium in austenite (data of EDS-analyze)

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

Графическое изображение выражения (2) показано на рис. 5. Его анализ показывает, что в отличие от хрома, ванадий практически не влияет на температуру начала превращения (рис. 5, *a*), однако повышает температуру окончания превращения (рис. 5, *b*) по мере увеличения его концентрации от 5 до 7,5 %; при дальнейшем повышении содержания ванадия рост A_{c1b} замедляется (при 9 % Cr), либо сменяется стабилизацией (при 0–4,5 % Cr).

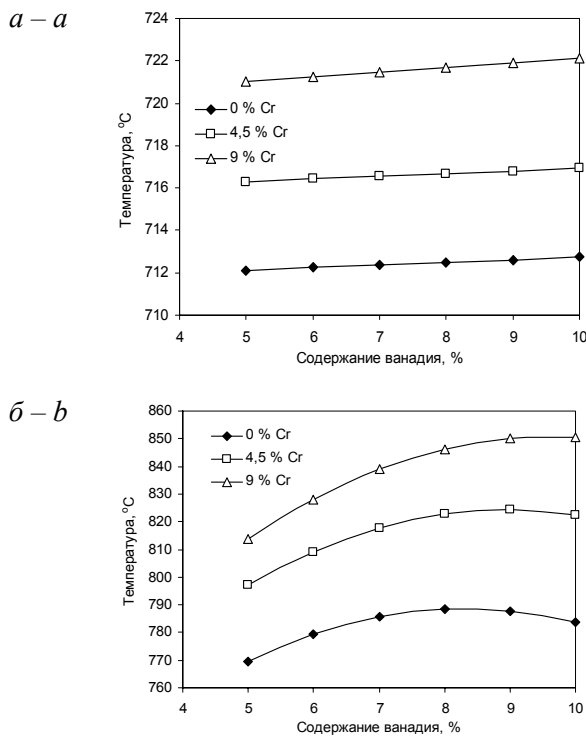


Рис. 5. Влияние ванадия на температуру нижней (*a*) и верхней (*b*) границы интервала П→А превращения в исследованных чугунах различной концентрации хрома

Fig. 5. Influence of on the temperature of lower (*a*) and higher (*b*) limits of interval of P→A transformation in cast irons with different concentration of Cr

Ванадий, как и хром, относится к ферритообразующим элементам, расширяющим область существования α -фазы и сужающим аустенитную область. Отсутствие влияния ванадия на A_{c1n} объясняется его малой концентрацией в матрице: как следует из рис. 6, даже в чугуне с 10 % V содержание данного элемента в аустените достигает лишь 1,75 %. Несмотря на это, ванадий повышает A_{c1b} (рис. 5, *b*). Такое влияние ванадия предположительно свя-

зано с ростом содержания хрома в матрице (перлите), приводящем к легированию эвтектоидных карбидов хромом, что затрудняет их растворение при П→А превращении, сдвигая A_{c1b} вверх по температурной шкале. Таким образом, ванадий влияет на точку A_{c1} опосредованно через изменение концентрации хрома в металлической матрице.

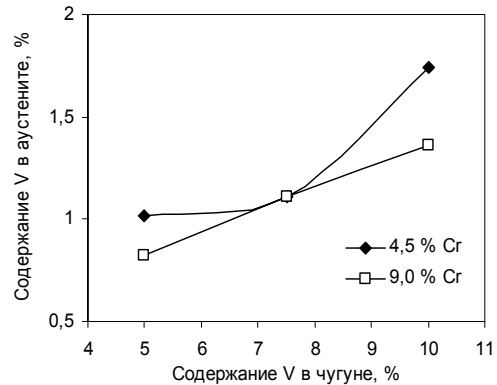


Рис. 6. Влияние общего содержания ванадия в чугунах, легированных 4,5 и 9,0 % Cr, на концентрацию ванадия в аустените (данные EDS-анализа)

Fig. 6. Influence of V content in cast irons, alloyed by 4.5 and 9.0 % Cr, on concentration of V in austenite (data of EDS-analyze)

Представленные данные показали, что для завершения П→А превращения и для получения аустенитной структуры температура нагрева исследованных чугунов под закалку должна превышать 815 °C при 5 % V, 845 °C – при 7,5 % V и 855 °C – при 10 % V. Это было подтверждено поведением закалки с нагревом до названных температурных областей. Во всех случаях в структуре сплавов отсутствовала перлитная составляющая, матрица была представлена смесью мартенсита и остаточного аустенита.

Научная новизна и практическая значимость

Показано, что в белых комплексно-легированных V-Cr-Mn-Ni чугунах со сфероидизированными карбидами ванадия, содержащими 5–10 % V и до 9 % Cr, рост содержания хрома приводит к повышению нижней и верхней границ температурного интервала превращения «перлит → аустенит»; при 9 % Cr верхняя граница достигает 845–855 °C. Влияние ванадия

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

проявляється лише в підвищенні верхньої границі інтервала.

Установлено, що вплив хрому на критическу точку A_{c1} реалізується завдяки його розчиненню в металічеській матриці (концентрація Cr в аустеніті досягає 7 %); ванадій, ввиду його незначительного розчинення в матриці, впливає на критическу точку опосередовано, за рахунок збільшення концентрації хрому в матриці внаслідок більш активної зв'язування вуглецю в карбіді VC, а не в карбіді хрому.

Отримані регресійні вирази, описуючі вплив ванадію і хрому на температурні границі перетворення «перліт → аустеніт» в досліджуваних чугунах.

Выводы

1. Показано, що в білих комплексно-легірованих V-Cr-Mn-Ni чугунах з сфероїдизованими карбідами ванадію, що містять 5–10 % V і до 9 % Cr, критическа точка A_{c1} , що відповідає фазово-структурному переходу «перліт → аустеніт», знаходиться в температурному інтервалі від 710–780 °C (нижня границя) до 730–850 °C (верхня границя).

2. Концентрація хрому в металічеській матриці чугунов становить 3,14–7,01 %, збільшуючись по мірі підвищення загального вмісту хрому і ванадію в сплавах. Концентрація ванадію в матриці не перевищує 1,75 %.

3. Установлено, що хром підвищує нижню і верхню границі перетворення «перліт → аустеніт» в досліджуваних чугунах; ванадій підвищує лише верхню границю, практично не впливаючи на нижню границю.

4. Досліджені чугуни рекомендується нагрівати під закалку до температур, що перевищують 815 °C при 5 % V, 845 °C – при 7,5 % V і 855 °C – при 10 % V.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

- Вакуленко, И. А. Морфология структуры и деформационное упрочнение стали / И. А. Вакуленко, В. И. Большаков. – Днепропетровск : Маковецкий, 2008. – 196 с.
- Влияние структуры белых хромованадиевых чугунов на их износостойкость / Г. И. Сильман, Е. А. Памфилов, С. С. Грядунов [и др.] // Металловедение и терм. обработка металлов. – 2007. – № 8. – С. 32–35.
- Жуков, А. А. Износостойкие отливки из комплексно-легированных белых чугунов / А. А. Жуков, Г. И. Сильман, М. С. Фрольцов. – Москва : Машиностроение, 1984. – 104 с.
- К выбору технологической схемы смягчающей термической обработки высокохромистого чугуна / В. Г. Ефременко, Ю. Г. Чабак, К. Шимидзу [и др.] // Наука та прогрес трансп. Вісн. Дніпропетр. нац. ун-ту залізн. трансп. – 2014. – № 2 (50). – С. 103–110.
- Цыпин, И. И. Белые износостойкие чугуны / И. И. Цыпин. – Москва : Металлургия, 1983. – 176 с.
- Цыпин, И. И. Белые износостойкие чугуны – эволюция и перспективы / И. И. Цыпин // Литейное пр-во. – 2000. – № 9. – С. 15–16.
- Чабак, Ю. Г. Структурные изменения в комплекснолегированном белом чугуне при дестабилизирующем нагреве / Ю. Г. Чабак, В. Г. Ефременко, Р. Р. Станишевский // Вісн. Дніпропетр. нац. ун-ту залізн. трансп. ім. акад. В. Лазаряна. – Дніпропетровськ, 2011. – Вип. 38. – С. 229–232.
- Чейлях, А. П. Экономнолегированные метастабильные сплавы и упрочняющие технологии / А. П. Чейлях. – Харьков : ННЦ ХФТИ, 2003. – 212 с.
- Chaochang, W. Formation of Spheroidal Carbide in Vanadium White Cast Iron by RE Modification / W. Chaochang, H. T. Hsu, M. Qian // Material Science Technology. – 1990. – Vol. 6. – P. 905–910. doi: 10.1179/mst.1990.6.9.905.
- DeMello, J. D. B. Solidification and solid state transformations during cooling of chromium-molybdenum white cast irons / J. D. B. DeMello, M. Duran-Charre, S. Hamar-Thibault // Metallurgical Transactions A. – 1983. – Vol. 9, № 14. – P. 793–801. doi: 10.1007/bf02645549.
- Erosive Wear Characteristics of Spheroidal Carbides Cast Iron / Y. Xinba, K. Shimizu, H. Matsumoto [et al.] // Wear. – 2008. – Vol. 264. – P. 247–257. doi: 10.1016/j.wear.2007.07.002.
- Erosive Wear Properties of High V-Cr-Ni Stainless Spheroidal Carbides Cast Iron at High Temperature / K. Shimizu, T. Naruse, Y. Xinba [et al.] // Wear. – 2009. – Vol. 267. – P. 104–109. doi: 10.1016/j.wear.2008.12.086.
- High Temperature Erosion Behavior of High V-Cr-Ni Spheroidal Carbides Cast Iron / K. Shimizu, T. Naruse, Y. Xinba [et al.] // Key Engineering Materials. – 2011. – Vol. 457. – P. 255–260. doi: 10.4028/www.scientific.net/kem.457.255.
- Phase diagram calculation of high chromium cast irons and influence of its chemical composition / D. Li, L. Liu, Yu. Zhang [et al.] // Materials and

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

- Design. – 2009. – № 30. – P. 340–345. doi: 10.1016/j.matdes.2008.04.061.
15. Shigenori, N. Influence of Mg-Treatment Condition on Morphology of Vanadium-Carbide in Stainless Spheroidal Carbide Cast Iron / N. Shigenori, K. Tadasi, M. Hideto // J. of Japan Foundry Engineering Society. – 2008. – Vol. 80 (1). – P. 3–7.
16. Wear Characteristics of Spheroidal Carbides Cast Irons in Uniaxial Rotary Glass Shredder / N. Yoneta, K. Shimizu, H. Hara [et al.] // Key Engineering Materials. – 2011. – Vol. 457. – P. 249–254. doi: 10.4028/www.scientific.net/kem.457.249.

Т. В. ПАСТУХОВА¹, В. Г. ЄФРЕМЕНКО^{2*}, О. П. ЧЕЙЛЯХ³, К. ШИМІДЗУ⁴,
Ю. Г. ЧАБАК⁵

¹Каф. «Металознавство та термічна обробка металів», Приазовський державний технічний університет, вул. Університетська, 7, Маріуполь, Україна, 87500, тел. +38 (0629) 44 65 20, ел. пошта kozarevskaya89@mail.ru, ORCID 0000-0002-0352-9220

^{2*}Каф. «Фізика», Приазовський державний технічний університет, вул. Університетська, 7, Маріуполь, Україна, 87500, тел. +38 (0629) 44 61 31, ел. пошта vgefremenko@rambler.ru, ORCID 0000-0002-4537-6939

³Каф. «Металознавство та термічна обробка металів», Приазовський державний технічний університет, вул. Університетська, 7, Маріуполь, Україна, 87500, тел. +38 (0629) 44 61 31, ел. пошта cheylyakh_o_p@pstu.edu, ORCID 0000-0003-0805-0443

⁴Муроранський технологічний інститут, вул. Мізумото-чо, 27, Муроран, Хоккайдо, Японія, 050-8585, тел. +81-143465651, ел. пошта shimizu@murogan-ac.jp

⁵Каф. «Фізика», Приазовський державний технічний університет, вул. Університетська, 7, Маріуполь, Україна, 87500, тел. +38 (0629) 44 61 31, ел. пошта julia.chabak@yandex.ua ORCID 0000-0003-4913-2680

ВПЛИВ ЛЕГУВАННЯ НА ТЕМПЕРАТУРУ ПЕРЕТВОРЕННЯ «ПЕРЛИТ → АУСТЕНИТ» У КОМПЛЕКСНО-ЛЕГОВАНИХ БІЛИХ ЧАВУНАХ

Мета. У структурі зносостійких сталей та чавунів не допускається присутності перліту. Запобігання виникненню перліту шляхом грамотного вибору режиму гартування передбачає знання температури критичних точок A_{c1} і A_{c3} для конкретних сталей і чавунів. Метою роботи є визначення впливу V (від 5 до 10 %) і Cr (від 0 до 9 %) на температурний інтервал фазово-структурного переходу «перліт → аустеніт» у комплексно-легованих білих V-Cr-Mn-Ni чавунах зі сфероїдизованими карбідами ванадію. **Методика.** Використано чавуни дев'яти різних складів, які було виплавлено в лабораторних умовах та піддано модифікуванню Mg-вміщуючою лігатурою. В роботі використано металографічний метод аналізу, оптична дилатометрія, енергодисперсійна спектроскопія. **Результати.** Показано, що в досліджених чавунах критична точка A_{c1} знаходиться в температурному інтервалі від 710–780 °C (нижня межа) до 730–850 °C (верхня межа). Представлено дані по концентрації хрому та ванадію в матриці чавунів, отримано регресійні вирази, що описують вплив ванадію та хрому на температурні межі перетворення «перліт → аустеніт». **Наукова новизна.** Показано, що в досліджених чавунах зростання вмісту хрому призводить до підвищення нижньої та верхньої меж температурного інтервалу перетворення «перліт → аустеніт»; ванадій підвищує лише верхню межу інтервалу. Встановлено, що вплив хрому на критичну точку A_{c1} реалізується завдяки його розчиненню в металевій матриці (концентрація Cr в аустеніті досягає 7,0 %). Ванадій, зважаючи на його незначне розчинення в матриці (вміст ванадію в твердому розчині не перевищує 1,75 %), впливає на критичну точку опосередковано, за рахунок збільшення концентрації хрому в матриці внаслідок більш активного зв'язування вуглецю в карбіди VC. **Практична значимість.** Запропоновано температурні інтервали нагріву під загартування білих V-Cr-Mn-Ni чавунів зі сфероїдизованими карбідами ванадію, щоб забезпечити отримання аустенітно-мартенситної матриці за повної відсутності перліту в структурі.

Ключові слова: комплексно-леговані чавуни; критична точка; хром; ванадій; карбіди ванадію; перліт; аустеніт; фазовий перехід

T. V. PASTUKHOVA¹, V. G. EFREMENKO^{2*}, A. P. CHEILIAKH³, K. SHIMIZU⁴,
YU. G. CHABAK⁵

¹Dep. «Metal Science and Heat Treatment of Metals», Pryazovsk State Technical University, Universytetska St.,7, Mariupol, Ukraine, 87500, tel. +38 (0629) 44 65 20, e-mail kozarevskaya89@mail.ru, ORCID 0000-0002-0352-9220

^{2*}Dep. «Physics», Pryazovsk State Technical University, Universytetska St.,7, Mariupol, Ukraine, 87500, tel. +38 (0629) 44 61 31, e-mail vgefremenko@rambler.ru, ORCID 0000-0002-4537-6939

³Dep. «Metal Science and Heat Treatment of Metals», Pryazovsk State Technical University», Universytetska St.,7, Mariupol, Ukraine, 87500, tel. +38 (0629) 44 61 31, e-mail cheilyakh_o_p@pstu.edu, ORCID 0000-0003-0805-0443

⁴Muroran Institute of Technology, Mizumoto-cho, 27, Muroran, Hokkaido, Japan 050-8585, tel. +81-143465651, e-mail shimizu@muroran-ac.jp

⁵Dep. «Physics», Pryazovsk State Technical University, Universytetska St.,7, Mariupol, Ukraine, 87500, tel. +38 (0629) 44 61 31, e-mail julia.chabak@yandex.ua, ORCID 0000-0003-4913-2680

EFFECT OF ALLOYING ON TEMPERATURE OF TRANSFORMATION «PEARLITE→AUSTENITE» IN COMPLEX-ALLOYED WHITE CAST IRONS

Purpose. Pearlite is not accepted in the microstructure of wear resistant steels and cast irons. To prevent the pearlite by means of appropriate selection of mode of quenching requires the knowledge of the temperature of the critical points Ac_1 and Ac_3 for various steels and cast irons. Purpose of work is determine the effect of V (5-10%) and Cr (up to 9%) on the temperature range of the phase-structural transformation "pearlite→austenite in the complex-alloyed V-Cr-Mn-Ni white cast irons with spheroidal vanadium carbides. **Methodology.** Nine Mg-treated cast irons smelted in laboratory furnace were used for investigation. The metallographic and optical dilatometric analysis methods as well as energy-dispersive spectroscopy were used. **Findings.** It is shown that in irons studied the critical point Ac_1 is in a temperature range from 710-780 °C (lower limit) up to 730-850 °C (upper limit). The data on the concentrations of chromium and vanadium in a matrix of iron are presented, the regression equation describing the effect of vanadium and chromium on the temperature limits of the transformation «pearlite → austenite» are obtained. **Originality.** It is shown that increase the chromium content leads to growth of lower and upper limits of the temperature interval of transformation "pearlite → austenite"; vanadium increases only the upper limit of the range. It was found that the effect of chromium on the critical point Ac_1 is attributed to its solubility in the metallic matrix (concentration of Cr in the austenite reaches 7%); vanadium, due to its slight dissolution in the matrix (vanadium content does not exceed 1.75%), affects the critical point indirectly by increasing of chromium concentration in the matrix due to enhanced carbon sequestration in VC carbides. **Practical value.** The temperature ranges of heating for quenching of V-Cr-Mn-Ni cast irons with spheroidal vanadium carbides, which provides the formation of austenitic-martensitic matrix without pearlite, is transformation proposed.

Keywords: complex-alloyed cast iron; the critical point; chromium; vanadium; vanadium carbides; pearlite; austenite; phase transformation

REFERENCES

1. Vakulenko I.A., Bolshakov V.I. *Morfologiya struktury i deformatsionnoye uprochneniye stali* [The morphology and structure of work hardening steel]. Dnipropetrovsk, Makovetskiy Publ., 2008. 196 p.
2. Silman G.I., Pamfilov Ya.A., Gryadunov S.S. Vliyaniye struktury belykh khromovanadiyevykh chugunov na ikh iznosostoykost [The effect of structure of white chromium-vanadium cast irons on their wear resistance]. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov – Metal Science and Heat Treatment of Metals*, 2007, no. 8, pp. 32-35.
3. Zhukov A.A., Silman G.I., Froltsov M.S. *Iznosostoykiye otlivki iz kompleksno-legirovannykh belykh chugunov* [Wear resistant foundry out of complex-alloyed white cast irons]. Moscow, Mashinostroeniye Publ., 1984. 104 p.
4. Efremenko V.G., Chabak Yu. G., K. Shimizu. K vyboru tekhnologicheskoy skhemy smyagchayushchey termicheskoy obrabotki vysokokhromistogo chuguna [About the choice of technological mode of softening heat treatment of high chromium cast iron]. *Nauka ta prohres transportu. Visnyk Dnipropetrovskoho natsionalnoho universytetu zaliznychnoho transportu – Science and Transport Progress. Bulletin of Dnipropetrovsk National University of Railway Transport*, 2014, no. 2 (50), pp. 103-110.
5. Tsy-pin I.I. *Belyye iznosostoykiye chuguny* [Wear resistant white cast irons]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1983. 176 p.

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

6. Tsypin I.I. *Belyye iznosostoykiye chuguny – evolyutsiya i perespektivy* [Wear resistant white cast irons – Evolution and Prospects]. *Liteynoye proizvodstvo – Foundry*, 2000, no. 9, pp. 15-16.
7. Chabak Yu.G., Efremenko V.G., Stanishevskiy R.R. *Strukturnyye izmeneniya v kompleksnolegirovannom belom chugune pri destabiliziruyushchem nagreve* [Structural changes in the complex-doped white iron at destabilizing heating]. *Visnyk Dnipropetrovskoho natsionalnoho universytetu zaliznychnoho transportu imeni akademika V. Lazariana* [Bulletin of Dnipropetrovsk National University of Railway Transport named after Academician V. Lazaryan], 2009, issue 38, pp. 229-232.
8. Cheylyakh A.P. *Ekonomnolegirovannyye metastabilnyye splavy i uprochnyayushchiye tekhnologii* [Economic metastable alloys and hardening technology]. Kharkov, NNTs KhFTI Publ., 2003. 212 p.
9. Chaochang W., Hsu H.T., Qian M. Formation of Spheroidal Carbide in Vanadium White Cast Iron by RE Modification. *Material Science Technology*, 1990, vol. 6, pp. 905-910. doi: 10.1179/mst.1990.6.9.905.
10. De Mello J.D.B., Duran-Charre M., Hamar-Thibault S. Solidification and solid state transformations during cooling of chromium-molybdenum white cast irons. *Metallurgical Transactions A*, 1983, vol. 9, no. 14, pp. 793-801. doi: 10.1007/bf02645549.
11. Xinba Y., Shimizu K., Matsumoto H., Kitsudo T., Momono T. Erosive Wear Characteristics of Spheroidal Carbides Cast Iron. *Wear*, 2008, vol. 264, pp. 247-257. doi: 10.1016/j.wear.2007.07.002.
12. Shimizu K., Naruse T., Xinba Y., Kimura K., Minami K., Matsumoto H. Erosive wear Properties of High V-Cr-Ni Stainless Spheroidal Carbides Cast Iron at High Temperature. *Wear*, 2009, vol. 267, pp. 104-109. doi: 10.1016/j.wear.2008.12.086.
13. Shimizu K., Naruse T., Xinba Y., Teramachi H., Araya S. Ishida M. High Temperature Erosion Behaviors of High V-Cr-Ni Spheroidal Carbides Cast Iron. *Key Engineering Materials*, 2011, vol. 457, pp. 255-260.
14. Li D., Liu L., Zhang Yu. Phase diagram calculation of high chromium cast irons and influence of its chemical composition. *Materials and Design*, 2009, vol. 30, pp. 340-345. doi: 10.1016/j.matdes.2008.04.061.
15. Shigenori N., Tadasi K., Hideto M. Influence of Mg-Treatment Condition on Morphology of Vanadium-Carbide in Stainless Spheroidal Carbide Cast Iron. *Journal of Japan Foundry Engineering Society*, 2008, vol. 80 (1), pp. 3-7.
16. Yoneta N., Shimizu K., Hara H., Tanaka M., Nawa Y. Wear Characteristics of Spheroidal Carbides Cast Irons in Uniaxial Rotary Glass Shredder. *Key Engineering Materials*, 2011, vol. 457, pp. 249-254. doi: 10.4028/www.scientific.net/kem.457.249.

Статья рекомендована к публикации д.т.н, проф. В. А. Масловым (Украина); д.т.н., проф. И. А. Вакуленко (Україна)

Поступила в редколлегию 03.10.2014

Принята к печати 23.11.2014