



УДК. 669.15

Поступила 25.03.2015

ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА НА ТВЕРДОСТЬ CR–Mn–Ni ЧУГУНОВ INFLUENCE OF ANNEALING ON HARDNESS OF CR–Mn–Ni CAST IRONS

В. В. НЕТРЕБКО, Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье, Украина

V. V. NETREBKO, Zaporozhskiy National Technical University, Zaporozhie city, Ukraine

Необходимый уровень твердости материала определяется условиями эксплуатации и наличием технологических операций при изготовлении деталей. Механическая обработка резанием износостойких материалов затруднена из-за их высокой твердости. Для снижения твердости и улучшения обрабатываемости рекомендуется проводить отжиг. Цель работы заключалась в получении регрессионных зависимостей макротвердости чугуна от его химического состава после отжига при 730 °С. При помощи метода математического планирования эксперимента установлены регрессионные зависимости макротвердости чугуна и микротвердости структурных составляющих от содержания С, Cr, Mn, Ni. Минимальная твердость 27,6 HRC после отжига при 730 °С получается в чугуне, содержащем 3,9% С; 11,4% Cr; 0,6% Mn; 0,2% Ni. Максимальная твердость 70,4 HRC получается при содержании 1,1% С; 25,6% Cr; 5,4% Mn; 3,0% Ni. Отжиг при 730 °С понижает твердость чугунов, содержащих минимальное количество Cr, Mn и Ni. Для чугунов, легированных Mn и Ni, отжиг при 730 °С рекомендуется для повышения твердости.

The necessary level of material's hardness is determined by the exploitation conditions and presence of technological operations during manufacturing of articles. Mechanical edge cutting machining of wear resistant materials is impeded because of their high hardness. It is recommended to apply annealing in order to decrease hardness and improve machinability. The purpose of the work consisted in obtaining of regression dependences of cast iron's macrohardness on its chemical content after annealing at 730 °C. With the use of mathematical experimental design the regression dependences of cast iron's macrohardness and structural components' microhardness on C, Cr, Mn, Ni content have been established. The minimal hardness of 27,6 HRC after annealing at 730 °C is obtained in the cast iron containing: 3,9% C; 11,4% Cr; 0,6% Mn; 0,2% Ni. The maximal hardness of 70,4 HRC is obtained when the content is as follows: 1,1% C; 25,6% Cr; 5,4% Mn; 3,0% Ni. Annealing at 730 °C decreases the cast irons' hardness containing the minimal amount of Cr, Mn and Ni. Annealing at 730 °C is recommended for cast irons alloyed by Mn and Ni for increasing of hardness.

Ключевые слова. Чугун, твердость, легирование, структура, отжиг.

Keywords. Cast iron, hardness, alloying, structure, annealing.

Повышение долговечности деталей из белых высокохромистых чугунов достигается за счет оптимизации химического состава, дополнительного легирования и термической обработки.

Конкретные условия эксплуатации определяют структуру и свойства материалов. Структура высокохромистых чугунов состоит из металлической основы и карбидов. Металлическая основа может состоять из феррита, мартенсита, аустенита или их сочетаний в различных соотношениях. Основное назначение металлической основы состоит в надежном закреплении карбидов, а также в сопротивлении абразивному изнашиванию. Структуру металлической основы чугуна регулируют путем соответствующего легирования и термической обработки.

Карбидная фаза высокохромистых чугунов может состоять из карбидов Me_3C , Me_7C_3 и $Me_{23}C_6$. Тип карбида зависит от соотношения хрома и углерода. Количество карбидов в этих чугунах находится в пределах 10–50 % и определяется в основном содержанием углерода [1–5].

При комплексном легировании чугунов свойства карбидов зависят от их типа и химического состава. Твердость карбидов цементитного типа составляет 600–800 HV₅₀. Легирование чугуна хромом способствует образованию легированного цементита с твердостью до 1100 HV₅₀. В чугунах, содержащих более 10% хрома, образуются карбиды Me_7C_3 и $Me_{23}C_6$ с твердостью до 1500 HV₅₀ и более [1]. По данным [3, 4], карбиды могут растворять разные, в том числе некарбидообразующие металлы и растворяться друг в друге по принципу замещения.

Введение легирующих элементов изменяет положение критических точек системы Fe-C по температуре и концентрации, что особенно важно при выборе режимов термической обработки. В процессе охлаждения отливки в форме происходит формирование структур в неравновесном состоянии. Термическая обработка может как стабилизировать систему, так и увеличить ее нестабильность. Кроме того, в процессе термической обработки происходит перераспределение элементов между структурными составляющими, что приводит к изменению температуры $\alpha \leftrightarrow \gamma$ -превращения. При комплексном легировании влияние элементов проявляется очень сложно и противоречиво. Влияние элемента зависит от концентрации остальных компонентов сплава и других факторов.

Многие изделия из износостойких чугунов в процессе изготовления подвергаются механической обработке резанием, которая затруднена из-за высокой твердости материала. Для снижения твердости и улучшения обрабатываемости высоколегированных чугунов ГОСТ 7769-82 [6] рекомендует проводить отжиг или высокий отпуск, состоящий из выдержки в течение 6–12 ч при 690–750 °С с последующим охлаждением с печью. Рекомендации стандарта являются общими и не учитывают специфику систем легирования чугунов.

Результаты работ [7–12] содержат рекомендации по термической обработке конкретных сплавов.

В целом литературные данные не позволяют объективно оценить влияние легирующих элементов на твердость белых высокохромистых чугунов после отжига для снижения твердости при легировании чугунов Cr, Mn и Ni.

Цель работы заключалась в получении регрессионных зависимостей макротвердости чугуна и микротвердости структурных составляющих (карбидов и основы) от химического состава чугуна (содержания C, Cr, Mn и Ni) после отжига при 730 °С.

Материал и методики исследований. Использовали метод активного планирования эксперимента для построения математической модели (см. таблицу).

Матрица планирования дробного факторного эксперимента 2^{4-1}

Уровень варьирования факторов		Фактор			
		C, %	Cr, %	Mn, %	Ni, %
Основной	0	2,5	18,5	3,0	1,6
Интервал	Δ	1,0	5,0	1,7	1,0
Звездное плечо	$1,414\Delta$	1,41	7,07	2,4	1,41
Верхние	+ 1	3,5	23,5	4,7	2,6
	+ 1,414	3,91	25,57	5,4	3,01
Нижние	- 1	1,5	13,5	1,3	0,6
	- 1,414	1,09	11,42	0,6	0,19

Чугун выплавляли в индукционной печи с основной футеровкой.

Литые образцы подвергали выдержке в течение 9 ч при 730 °С с последующим охлаждением с печью.

Для выявления структурных составляющих применяли травитель Марбле. Анализ структуры выполняли на оптических микроскопах МИМ-8 и Sigeta MM-700 и микроскопе РЕМ 106И. Микротвердость структурных составляющих измеряли на приборе ПМТ-3 и Duramin-1, макротвердость сплава – на твердомере Роквелла.

Анализ полученных результатов. Структура исследуемых чугунов состояла из легированной металлической основы и карбидов (рис. 1). В зависимости от содержания углерода и хрома в чугунах наблюдались карбиды Me_3C , Me_7C_3 , $Me_{23}C_6$. Повышение содержания хрома или снижение содержания углерода в чугуне вызывало трансформацию карбидов в ряду $Me_3C - Me_7C_3 - Me_{23}C_6$. Количество Mn и Ni в составе карбидов зависело от их содержания в чугуне и типа карбида.

В процессе термической обработки под действием диффузионных процессов происходило перераспределение легирующих элементов. Никель и марганец, входящий в состав первичных карбидов, замещался хромом. Увеличение доли аустенитообразующих элементов в металлической основе вызвало изменение температуры $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения, что способствовало получению закалочных структур в процессе отжига.

В результате математической обработки экспериментальных данных получены регрессионные зависимости макротвердости чугуна, микротвердости карбидов и основы от содержания C, Cr, Mn и Ni после отжига:

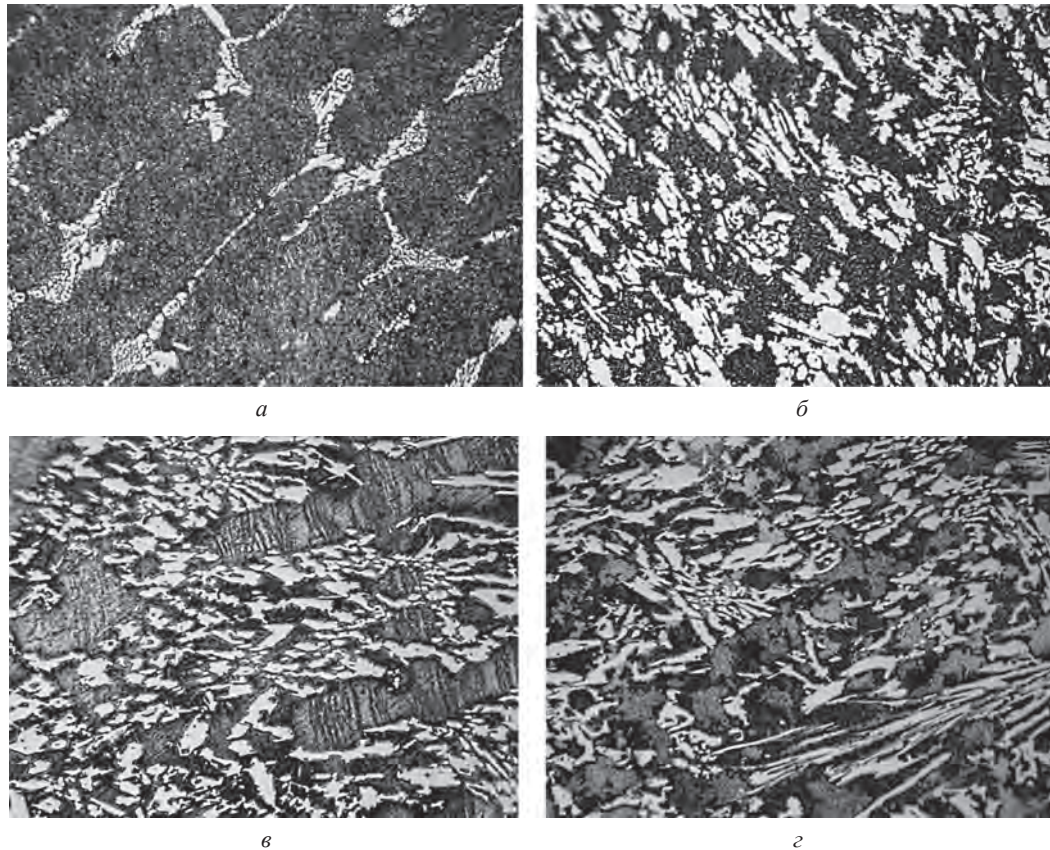


Рис. 1. Структуры чугунов: *a* – 1,10% C; 11,42% Cr; 0,63% Mn; 0,21% Ni; *б* – 3,94% C; 18,53% Cr; 0,63% Mn; 0,21% Ni; *в* – 3,88% C; 25,64% Cr; 5,39% Mn; 3,05% Ni; *г* – 3,91% C; 25,53% Cr; 5,41% Mn; 0,19% Ni. $\times 400$

$$\text{HRC}_{730} = 14,36\text{Mn} + 5,535\text{Cr} - 0,108\text{Cr}^2 - 0,683\text{CMn} - 0,514\text{MnCr} + 0,114\text{CrNi} - 25,499;$$

$$\text{HV}_{50 \text{ осн } 730} = 39,26\text{Mn} + 13,61\text{Cr} - 1,536\text{Mn}^2 + 4,845\text{Ni}^2 - 1,684\text{CCr} + 18,36\text{CNi} + 146,5;$$

$$\text{HV}_{50 \text{ кар } 730} = 279,8\text{C} + 90,24\text{Mn} - 98,55\text{Cr} - 116,01\text{C}^2 + 2,295\text{Cr}^2 + 26,66\text{CMn} + 14,02\text{CCr} - 4,858\text{MnCr} - 21,28\text{MnNi} + 1472,7.$$

Данные уравнения являются математически вероятностными в соответствии с критериями Стьюдента, Фишера и Кохрена.

Физический смысл приведенных выше регрессионных уравнений состоит в том, что твердость чугуна и структурных составляющих зависит от взаимного влияния легирующих элементов.

В чугунах, содержащих 2,5% C (рис. 2) и 1,6% Ni (рис. 3), увеличение содержания хрома в чугуне повышает макротвердость при 0,7% Mn, а при 5,4% Mn снижает ее. При 3,0% Mn максимальная твердость чугуна наблюдается при 18–20% хрома.

Характер влияния марганца зависел от содержания хрома в чугуне (рис. 2, 3). При 12% Cr увеличение содержания марганца повышало макротвердость чугуна, а при 25% Cr снижало ее. Следует отметить, что при 25% Cr увеличение содержания марганца снижало твердость только при содержании углерода свыше 2,2% (рис. 3). При содержании углерода до 2,2% увеличение содержания марганца увеличивало макротвердость чугуна.

Характер влияния углерода на макротвердость чугуна (рис. 3, 4) также зависел от содержания Cr и Mn.

В основном увеличение содержания углерода способствовало снижению макротвердости чугуна после отжига.

Влияние никеля на макротвердость чугуна после отжига проявлялось в повышении твердости по мере увеличения его содержания.

После отжига при 730 °C минимальная твердость 27,6 HRC получается в чугуне, содержащем 3,9% C; 11,4% Cr; 0,6% Mn; 0,2 % Ni. Максимальная твердость 70,4 HRC получается в чугуне, содержащем 1,1% C; 25,6% Cr; 5,4% Mn; 3,0% Ni.

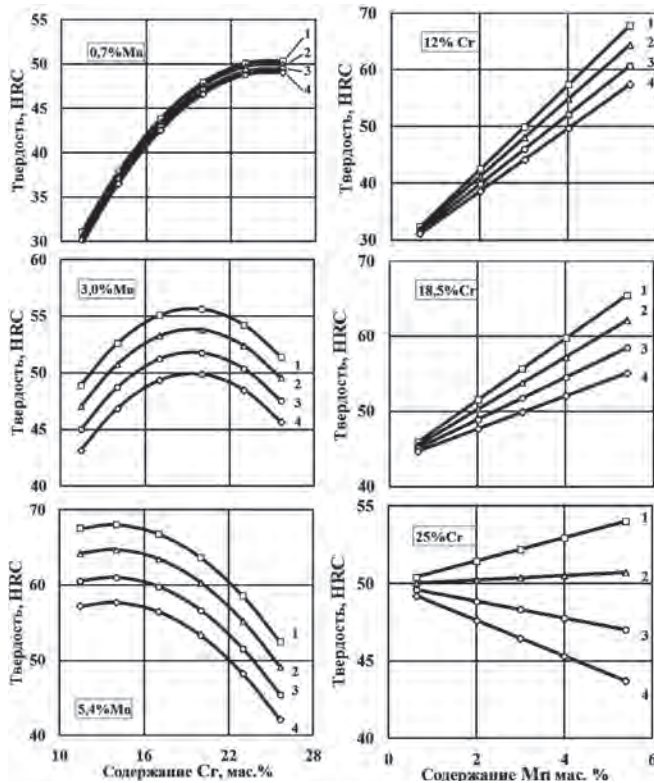


Рис. 2. Влияние C, Cr, Mn на макротвердость чугуна при 1,6% Ni: 1 – 1,1% C; 2 – 2,0% C; 3 – 3,0% C; 4 – 3,9% C

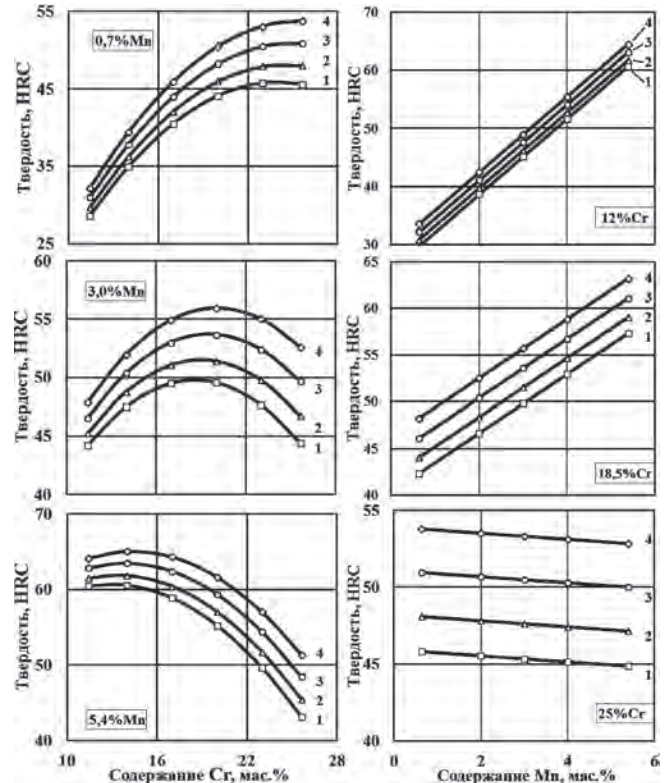


Рис. 3. Влияние Mn, Cr, Ni на макротвердость чугуна при 2,5% C: 1 – 0,2% Ni; 2 – 1,0% Ni; 3 – 2,0% Ni; 4 – 3,0% Ni

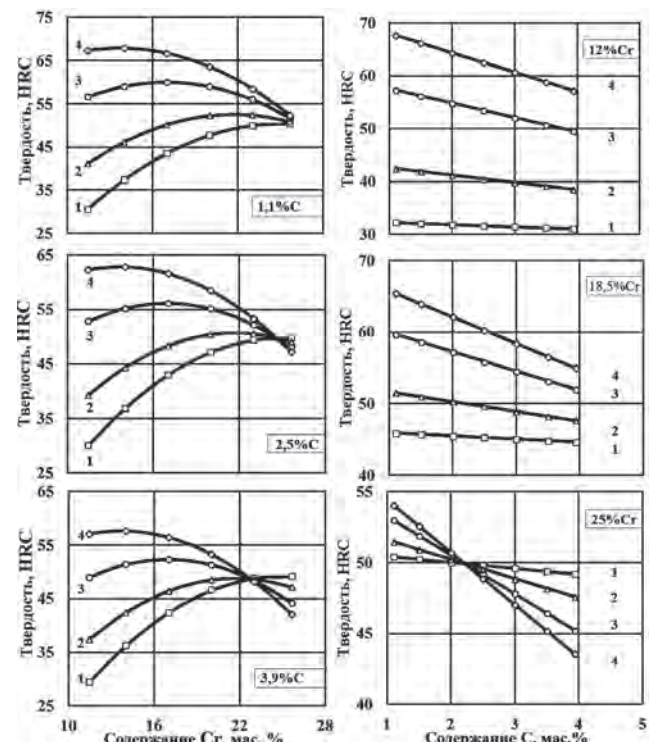


Рис. 4. Влияние C, Cr, Mn на макротвердость чугуна при 1,6% Ni: 1 – 0,7% Mn; 2 – 2,0% Mn; 3 – 4,0% Mn; 4 – 5,4% Mn

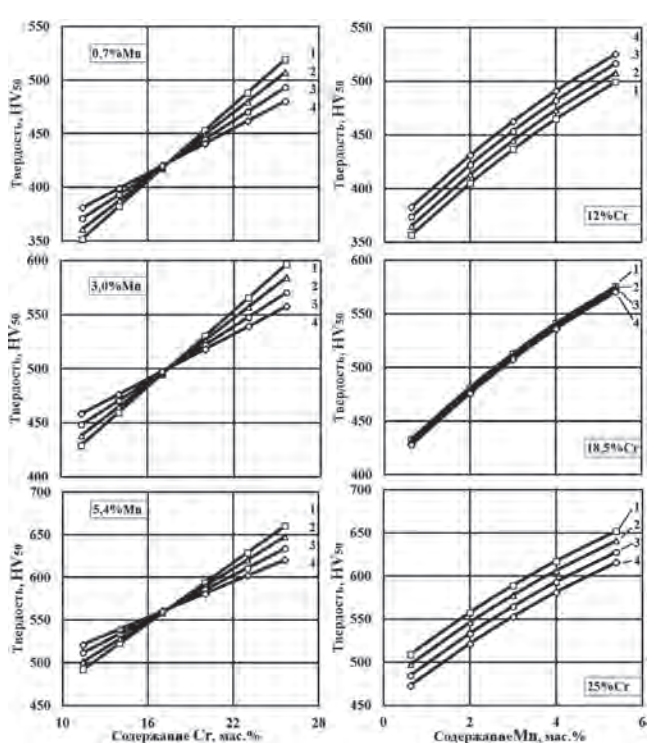


Рис. 5. Влияние C, Cr, Mn на микротвердость основы чугуна при 1,6% Ni: 1 – 1,1% C; 2 – 2,0% C; 3 – 3,0% C; 4 – 3,9% C

Анализ влияния легирующих элементов на микротвердость металлической основы чугуна (рис. 5–7) показал, что характер влияния элементов зависит от содержания других легирующих.

В чугунах, содержащих 1,6% Ni, увеличение содержания хрома повышало микротвердость основы, при этом увеличение содержания углерода в чугуне снижало интенсивность влияния хрома.

Характер влияния углерода на микротвердость основы зависел от содержания хрома и никеля. Увеличение содержания углерода при 12% Cr или 3% Ni повышало микротвердость основы, а при 25% Cr или 0,2% Ni понижало ее.

Увеличение содержания марганца и никеля повышало микротвердость основы.

После отжига при 730 °C минимальная микротвердость 266 HV₅₀ получается в чугунах, содержащем 3,9% C; 11,4% Cr; 0,6% Mn; 0,2% Ni, а максимальная 758 HV₅₀ – в чугунах, содержащем 3,9% C; 25,6% Cr; 5,4 % Mn; 3,0% Ni.

При отжиге чугуна при 730 °C в процессе перераспределения элементов между структурными составляющими образовывались карбиды, имеющие составы, равновесные с металлической основой.

Анализ зависимости микротвердости карбидов от химического состава чугуна (рис. 8, 9) показал, что твердость карбидов зависела от того, как химические элементы влияют на тип образующихся карбидов, растворимость углерода в металлической основе и на их растворимость в карбидах.

По данным [1, 3], в цементите может растворяться до 20% Cr, а также марганец и никель. В карбиде типа Me₇C₃ растворяется от 30 до 50 % Fe, а в карбиде типа Me₂₃C₆ – до 35 % Fe. Интенсивность замещения атомов железа в карбидах атомами хрома и марганца возрастает с увеличением содержания марганца в чугунах [13, 14].

В чугунах в системе легирования Fe-C-Cr-Mn-Ni карбиды с минимальной твердостью 628 HV₅₀ образуются при содержании 3,9% C; 11,4% Cr; 0,6% Mn; 3,0% Ni. Карбиды с максимальной твердостью 1607 HV₅₀ образуются при содержании 3,4% C; 25,6% Cr; 5,4% Mn; 0,2% Ni.

При максимальном содержании углерода и минимальном содержании хрома образовывались карбиды цементитного типа Me₃C. При минимальном содержании углерода и максимальном содержании хрома образовывались карбиды Me₂₃C₆.

Наблюдаемый характер изменения макротвердости чугуна и микротвердости структурных составляющих после отжига при 730 °C при легировании Cr-Mn-Ni объясняется протеканием следующих процессов:

- перераспределением легирующих элементов с увеличением доли аустенитообразующих в металлической основе и наличием γ-α-превращения;

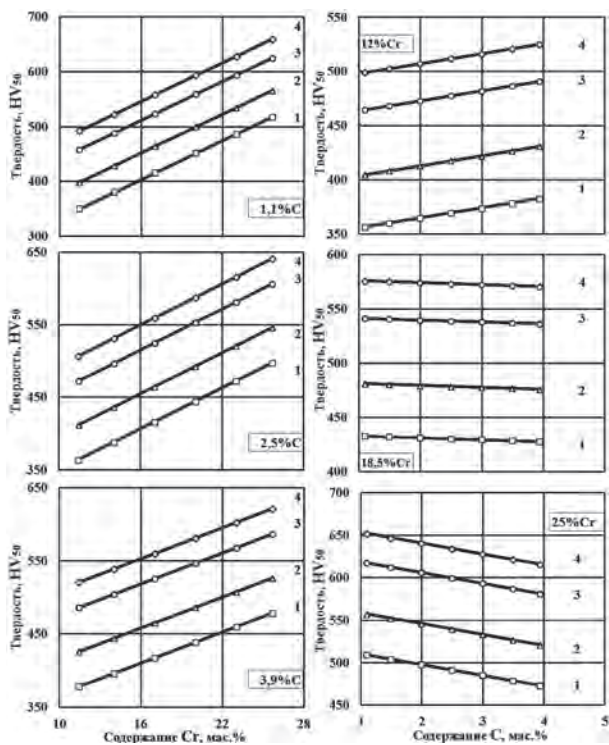


Рис. 6. Влияние C, Cr, Mn на микротвердость основы чугуна при 1,6% Ni: 1 – 0,7% Mn; 2 – 2,0% Mn; 3 – 4,0% Mn; 4 – 5,4% Mn

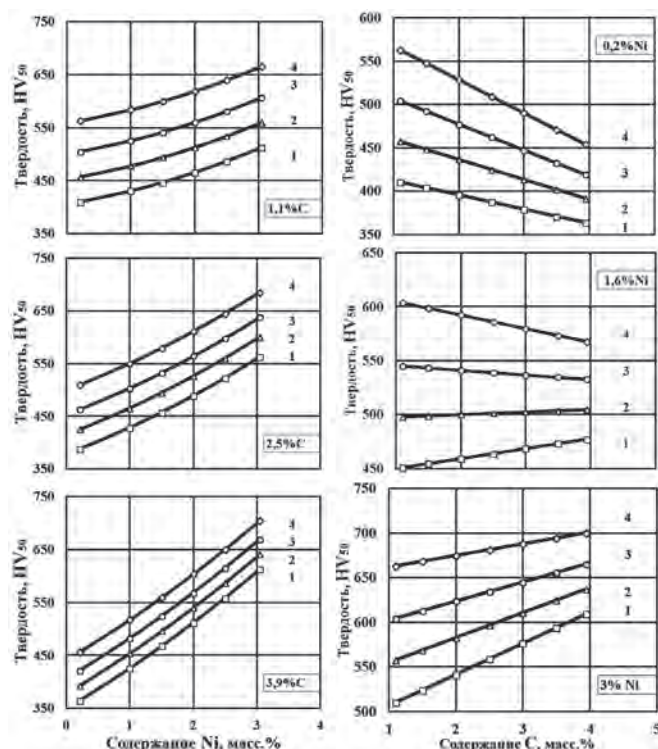


Рис. 7. Влияние C, Ni, Cr на микротвердость основы чугуна при 3,5% Mn: 1 – 12% Cr; 2 – 16% Cr; 3 – 20% Cr; 4 – 25% Cr

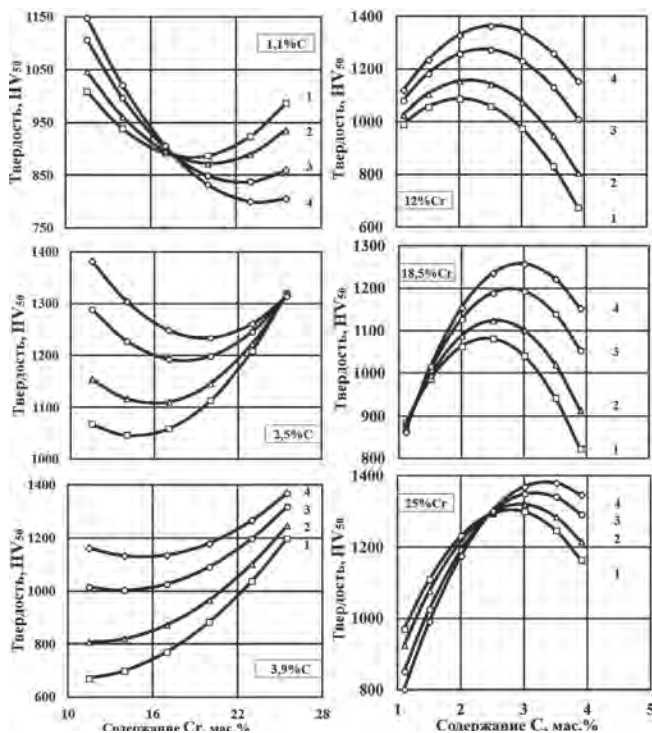


Рис. 8. Влияние C, Cr, Mn на микротвердость карбидов при 1,6 % Ni: 1 – 0,7 % Mn; 2 – 2,0 % Mn; 3 – 4,0 % Mn; 4 – 5,4 % Mn

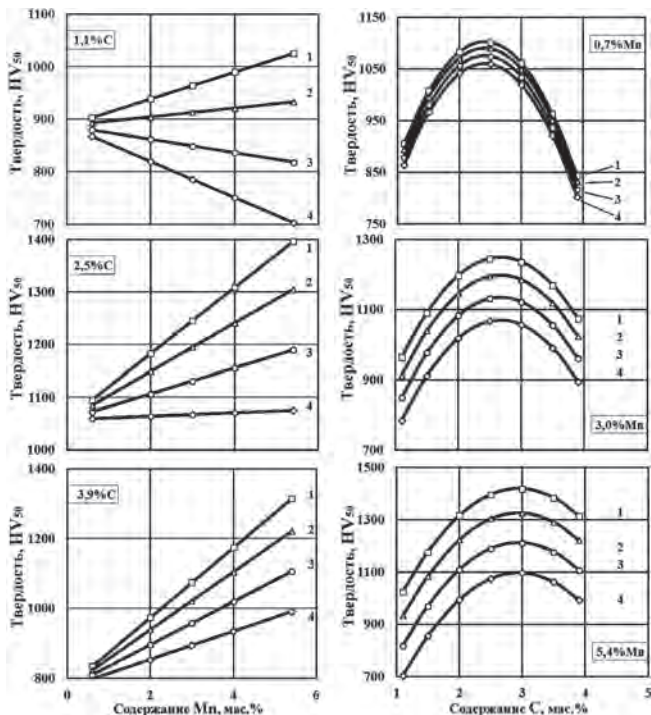


Рис. 9. Влияние C, Mn, Ni на микротвердость карбидов при 18,5 % Cr / Influence of C, Mn, Ni on the carbides' microhardness at 18,5 % Cr: 1 – 0,2 % Ni; 2 – 1,0 % Ni; 3 – 2,0 % Ni; 4 – 3,0 % Ni

- изменением растворимости углерода в металлической основе;
- твердорастворным упрочнением;
- изменением типа карбидов.

Выводы

1. Макротвердость чугуна при легировании Cr, Mn и Ni после отжига при 730 °С определяется микротвердостью металлической основы и карбидов.
2. Отжиг при 730 °С понижает твердость чугунов, содержащих минимальное количество Cr, Mn и Ni. Минимальная твердость 27,6 HRC получается в чугуне, содержащем 3,9% C; 11,4% Cr; 0,6% Mn; 0,2% Ni.
3. Для чугунов, легированных Mn и Ni, отжиг при 730 °С может быть рекомендован для повышения твердости. Максимальная твердость 70HRC получается в чугуне, содержащем 1,1% C; 25,6% Cr; 5,4% Mn; 3,0% Ni.

Литература

1. Г а р б е р М. Е. Износостойкие белые чугуны. М.: Машиностроение, 2010. 280 с.
2. Ц ы п и н И. И. Белые износостойкие чугуны. Структура и свойства. М.: Metallurgy, 1983. 176 с.
3. G i e r e k, A. Zeliwo stopowe jako tworzywo konstrukcyjne / A. Gierek, L. Bajka. Katowice: Slask, 1976. 230 p.
4. Б у н и н К. П., М а л и н о ч к а Я. Н., Т а р а н Ю. Н. Основы металлографии чугуна. М.: Metallurgy, 1969. 416 с.
5. Analysis of the Structure and Abrasive Wear Resistance of White Cast Iron With Precipitates of Carbides / D. Kopyciński, M. Kawalec, A. Szczesny, R. Gilewski, S. Piasny // Archives of Metallurgy and Materials. Institute of metallurgy and materials science of Polish academy of sciences. 2013. Vol. 58, Issue 3. P. 973–976.
6. ГОСТ 7769-82. Чугун, легированный для отливок со специальными свойствами. Марки. М.: Изд-во стандартов, 1982. 15 с.
7. Ч а б а к Ю. Г. Структурные изменения в комплексно-легированном белом чугуне при дестабилизирующем нагреве / Ю. Г. Чабак, В. Г. Ефременко, Р. П. Станишевский // Вестн. ДНУЗТ им. В. Лазаряна: Сб. науч. тр., 2011. № 38. С. 229–232.
8. Б е р к у н М. Н. Влияние термической обработки на свойства высокохромистого чугуна / М. Н. Беркун, И. П. Волчок, И. В. Живица, В. И. Топал // Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov. 1971. № 1. С. 64–66.
9. Ч а б а к Ю. Г. Структурные изменения в литом чугуне 270X15Г2Н1МФТ при нагреве выше точки Ас₁ / Ю. Г. Чабак, В. Г. Ефременко, Т. В. Козаревская [и др.] // Тез. междунар. науч.-практ. конф. «Университетская наука-2011». Мариуполь: ГВУЗ «ПГТУ», 2011. С. 187.
10. К у ц о в а В. З. Влияние температуры нагрева на формирование структуры, фазовый состав и свойства высокохромистых чугунов в исходном и термообработанном состоянии / В. З. Куцова, М. А. Ковзель, А. В. Кравченко // Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov. 2008. № 1. С. 35–50.

11. Ч а б а к Ю. Г. Влияние режима отжига на микроструктуру и твердость высокохромистых чугунов с повышенным содержанием аустенитообразующих элементов // Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. науч. тр. Днепропетровск: ПГАСиА. 2013. Вып. 65. С. 188–192.
12. Ч е й л я х А. П. Экономнолегированные метастабильные сплавы и упрочняющие технологии. Харьков: ННЦ ХФТИ, 2003. 212 с.
13. Н е т р е б к о В. В. Влияние марганца на структуру высокохромистых чугунов // Вісник Дніпропетровського національного університету залізничного транспорту імені академіка В. Лазаряна. 2012. Вып. 42. С. 167–169.
14. B e l i k o v S., V o l c h o k I., N e t r e b k o V. Manganese influence on chromium distribution in high-chromium cast iron // Archives of Metallurgy and Materials. 2013. Vol. 58. no. 3. P. 895–897.

References

1. G a r b e r M. Ye. *Iznosostoykie belye chuguny* [Wear resistant white cast irons]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2010. 280 p.
2. T s y p i n I. I. *Belye iznosostoykie chuguny. Struktura i svoystva* [White wear resistant cast irons. Structure and properties]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1983. 176 p.
3. G i e r e k A., B a j k a L. *Zeliwo stopowe jako tworzywo konstrukcyjne*. Katowice, Slask Publ., 1976. 230 p.
4. B u n i n K. P., M a l i n o c h k a Y a. N., T a r a n Y u. N. *Osnovy metallografii chuguna* [Metallography foundations of cast irons]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1969. 416 p.
5. К о р у ц і н с ь к и Д., К а в а л е с М., С з ч ч е с н ы А., Г і л е в с к и Р., П і а с н ы С. Analysis of the Structure and Abrasive Wear Resistance of White Cast Iron With Precipitates of Carbides. Archives of Metallurgy and Materials. Institute of metallurgy and materials science of Polish academy of sciences, 2013, vol. 58, issue 3, pp. 973–976.
6. GOST 7769-82. *Chugun legirovannyj dlja otlivok so specialnymi svoystvami. Marki* [State Standard 7769–82. Alloy cast iron for castings of special properties. Grades]. Moscow, Standartinform Publ., 1982. 15 p.
7. Ч а б а к Ю. Г., Я ф р е м е н к о В. Г., С т а н і с х е в с к и й Р. Р. Структурные изменения в комплекснолегированном белом чугуне при destabiliziruyushchem nagreve [Structure changes in the complex-alloyed white cast iron during destabilizing heating]. *Visnyk Dnipropetrovskoho Natsionalnoho Universytetu zaliznichnoho transportu imeni akademika V. Lazaryana. – Bulletin of Dni-properovsk National University of Railway Transport named after Academician V. Lazaryan*, 2011, no. 38, pp. 229–232.
8. B e r k u n M. N., V o l c h o k I. P., Z h i v i c a I. V., T o p a l V. I. Vliyanie termicheskoy obrabotki na svoystva vysokokhromistogo chuguna [Influence of heat treatment on the properties of high-chromium cast iron]. *Metallovedenie i termicheskaja obrabotka metall-ov. – Metal Science and heat Treatment of metals*, 1971, no. 1, pp. 64–66.
9. Ч а б а к Ю. Г., Я ф р е м е н к о В. Г., К о з а р е в с к а я Т. В. and oth. Структурные изменения в литом чугуне 270X15Г2Н1МФТ при nagreve vyshe tochki Ac₁ [Structural changes in the cast iron 270X15Г2Н1МФТ during heating above Ac₁ point]. *Tezisy mezhdunarodnoj nauch.-prakt. konf. «Universitetskaja nauka-2011».* – Proc. Int. Scientific and Practical Conf. «University Science». Mariupol, GVUZ PGTU Publ., 2011, p. 187.
10. K u t s o v a V. Z., K o v z e l M. A., K r a v c h e n k o A. V. Vliyanie temperatury nagreva na formirovanie struktury, fazovyyj sostav i svoystva vysokokhromistykh chugunov v ishodnom i termoobrabotanom sostojanii [Influence of the heating temperature on structure formation, phase composition and properties of high-chromium cast irons in initial and heat-treated state]. *Metallovedenie i termicheskaja obrabotka metall-ov. – Metal Science and heat Treatment of metals*, 2008. no. 1, pp. 35–50.
11. Ч а б а к Ю. Г. Vliyanie rezhima otzhiga na mikrostrukturu i tverdost vysokokhromistykh chugunov s povyshennym soderzhaniem austenito-obrazuyushchikh elementov [Annealing mode's influence on the microstructure and hardness of high-chromium cast irons with increased content of austenite-forming elements]. *Stroitelstvo, materialovedenie, mashinostroenie: sbornik nauchykh trudov pod redaktsiey V. I. Bolshakova.* – *Construction, material science, machine building: compilation of scientific works edited by V. I. Bolshakov*. Dnepropetrovsk, PGASA Publ., 2013, no. 67, pp. 188–192.
12. Ч е й л я х А. П. *Ekonomnolegированные metastabilnye splavy i uprochnyayushchie tekhnologii* [Sparingly alloyed metastable alloys and strengthening technologies]. Kharkov, NNTs KhFTI Publ., 2003. 212 p.
13. N e t r e b k o V. V. Vliyanie margantsa na strukturu vysokokhromistykh chugunov [Manganese influence on the structure of high-chromium cast irons]. *Visnyk Dnipropetrovskoho natsionalnoho universytetu zaliznichnoho transportu imeni akademika V. Lazaryana. – Bulletin of Dni-properovsk National University of Railway Transport named after Academician V. Lazaryan*, 2012, no. 42, pp. 167–169.
14. B e l i k o v S., V o l c h o k I., N e t r e b k o V. Manganese influence on chromium distribution in high-chromium cast iron. *Archives of Metallurgy and Materials. Institute of metallurgy and materials science of Polish academy of sciences*, 2013, vol. 58, no. 3, pp. 895–897.

Сведения об авторе

Нетребко Валерий Владимирович, канд. техн. наук, каф. «Оборудование и технология сварочного производства», Запорожский национальный технический университет, Украина, г. Запорожье, ул. Жуковского, 64. Тел. +38 (050-486-27-40), e-mail: olgavvn@mail.ru.

Information about the authors

Netrebko Valerii, Candidate of Technical Sciences, dep. «Equipment and Technology of Welding Production», Zaporizhzhia National Technical University, 64, Zhukovsky Str., Zaporizhzhia, Ukraine, tel.: +38 (050-486-27-40), e-mail: olgavvn@mail.ru.