

Чабак Ю. Г.¹, Ефременко В. Г.¹, Зайчук Н.П.²

¹Приазовский государственный технический университет

²Луцкий национальный технический университет

**КОМБИНИРОВАННАЯ ОБЪЕМНО-ПОВЕРХНОСТНАЯ ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА
ДЕТАЛЕЙ МАШИН ИЗ ВЫСОКОХРОМИСТОГО ЧУГУНА**

Представлены результаты, описывающие формирование микроструктуры и твердости белого чугуна, содержащего 14,6 % Cr, при замедленном охлаждении от 1150 °С. Предложена схема комбинированной объемно-поверхностной термической обработки деталей из высокохромистого чугуна перед чистой механической обработкой, обеспечивающая формирование обезуглероженного поверхностного слоя с повышенной обрабатываемостью резанием при достижении высокой (до 65 HRC) твердости в объеме изделия.

Ключевые слова: чугун, термообработка, обезуглероживание, твердость, закалка, карбиды, мартенсит, обрабатываемость резанием

Ю. Г. Чабак, В. Г. Єфременко, Н. П. Зайчук

**КОМБІНОВАНА ОБ'ЄМНО-ПОВЕРХНЕВА ТЕРМІЧНА ОБРОБКА ДЕТАЛЕЙ
МАШИН З ВИСОКОХРОМИСТОГО ЧАВУНУ**

Представлені результати, що описують формування микроструктури і твердості білого чавуну, що містить 14,6% Cr, при уповільненому охолодженні від 1150 °С. Запропоновано схему комбінованої об'ємно-поверхневої термічної обробки деталей з високохромистого чавуну перед чистою механічною обробкою, що забезпечує формування знеуглецьованого поверхневого шару з підвищеною оброблюваністю різанням при досягненні високої (до 65 HRC) твердості в об'ємі виробу.

Ключові слова: чавун, термообробка, обезуглероживание, твердість, загартування, карбід, мартенсит, оброблюваність різанням

Yu. G. Chabak, V. G. Efremenko, N. P. Zaichuk

**COMBINED BULK-SURFACE HEAT TREATMENT OF MACHINERY PARTS MADE
OF HIGH-CHROME CAST IRON**

The results describing the formation of the microstructure and hardness of white cast iron containing 14.6 % Cr during slow cooling from 1150 °C are presented. A scheme of the combined bulk-surface heat treatment of machinery parts made of high-chrome cast iron prior the finishing machining is proposed. The scheme ensures the formation of a surface decarburized layer with improved machinability while high bulk hardness of the product (up to 65 HRC) is achieved.

Постановка проблеми. Высокохромистые чугуны (ВХЧ) широко используются в промышленности для изготовления деталей машин и рабочих органов измельчающего и транспортирующего оборудования, испытывающих в процессе эксплуатации интенсивное абразивное или эрозионное изнашивание [1]. Большинство чугунных изделий применяются в виде отливок, не требующих дополнительной механической обработки. Вместе с тем, в ряде случаев (при изготовлении фасонных деталей машин) изделия из ВХЧ подвергаются черновой и (или) чистой обработке резанием. Благодаря высокой общей твердости и наличию в структуре высокотвердых карбидных фаз ВХЧ зарекомендовали себя как материалы, трудно поддающиеся обработке резанием даже при использовании твердосплавного инструмента.

Анализ последних исследований и публикаций. Для смягчения ВХЧ перед обработкой резанием традиционно рекомендуют применять высокотемпературный отжиг, заключающийся в нагреве в аустенитную область с выдержкой в течение 2-4 ч и замедленном охлаждении с регламентируемой скоростью [2]. Температура отжига, как правило, составляет 900-1000 °С; она соответствует максимальной скорости выделения вторичных карбидов (ВК) из первородного аустенита. Для чугунов с повышенным содержанием аустенито-образующих элементов такой отжиг не дает требуемых результатов, поскольку вызывает не снижение, а наоборот - повышение твердости [3]. Это явление связано с эффектом замедления эвтектоидного распада аустенита вследствие выделения вторичных карбидов при высокотемпературном нагреве [4]. В этом случае авторы ряда работ рекомендуют использовать отжиг с выдержкой в области субкритических температур, в течение которой происходит распад аустенита и коагуляция эвтектоидных карбидов [5-8], что в итоге дает требуемую микроструктуру (зернистый перлит) и твердость (не выше 40 HRC).

После предварительной (смягчающей) термообработки и обработки резанием чугунные

изделия подвергаются завершающей (упрочняющей) термообработке, состоящей из закалки от 900-1000 °С (с выдержкой 2-3 ч) и низкого отпуска. Чистовая мехобработка закаленных чугунных изделий весьма затруднена, поскольку после упрочняющей термообработки твердость поверхности возрастает с 35-40 до 62-65 HRC, что связано с формированием микроструктуры, состоящей из эвтектических карбидов хрома и мартенситной матрицы с включениями вторичных карбидов. Такая твердость требует применение специальных инструментальных материалов и пониженных скоростей резания, что удорожает технологический процесс и снижет его производительность.

Цель работы – разработка способа завершающей термической обработки деталей машин из высокохромистого чугуна, обеспечивающего возможность их чистовой механической обработки с применением твердосплавного инструмента.

Изложение основного материала. Материалом исследования служил высокохромистый чугун следующего химического состава, масс. %: 2,70 C; 2,20 Mn; 0,55 Si; 14,55 Cr; 0,93 Ni; 0,39 Mo; 0,38 V; 0,11 Ti. Использовали образцы размерами 7x10x15 мм. Термическую обработку выполняли в электрических муфельных печах в воздушной атмосфере. По окончании выдержки образцы охлаждали на воздухе, после чего исследовали их твердость и микроструктуру. Твердость определяли по методу Роквелла (шкала С), металлографическое исследование выполняли на микрошлифах, подготовленных согласно по стандартной процедуре и протравленных 4 %-м раствором азотной кислоты в спирте. Использовали микроскоп «Axiovert 40 MAT» (Carl Zeiss).

При разработке способа термической обработки основывались на результатах, ранее описанных авторами в работе [9]. Согласно этой работе, при нагреве свыше 1050 °С в окислительной (воздушной) атмосфере высокохромистый чугун указанного выше состава испытывает сильное обезуглероживание поверхности, приводящее к резкому снижению количества карбидов в поверхностных слоях чугуна (вплоть до формирования безкарбидных слоев толщиной до 100 мкм). С увеличением температуры нагрева процесс обезуглероживания ускоряется, и уже при 1150 °С в течение 8 ч выдержки зона обезуглероживания распространяется на глубину до 4 мм от поверхности. В пределах этой зоны количество карбидов изменяется практически от нуля (в приповерхностных слоях) до значений, характерных для исходного состояния чугуна (рис. 1). Также было установлено, что в ходе выдержки при 1150 °С происходит частичная сфероидизация эвтектических карбидов, проявляющаяся в притуплении острых граней, характерных для гексагональных карбидов Me_7C_3 .

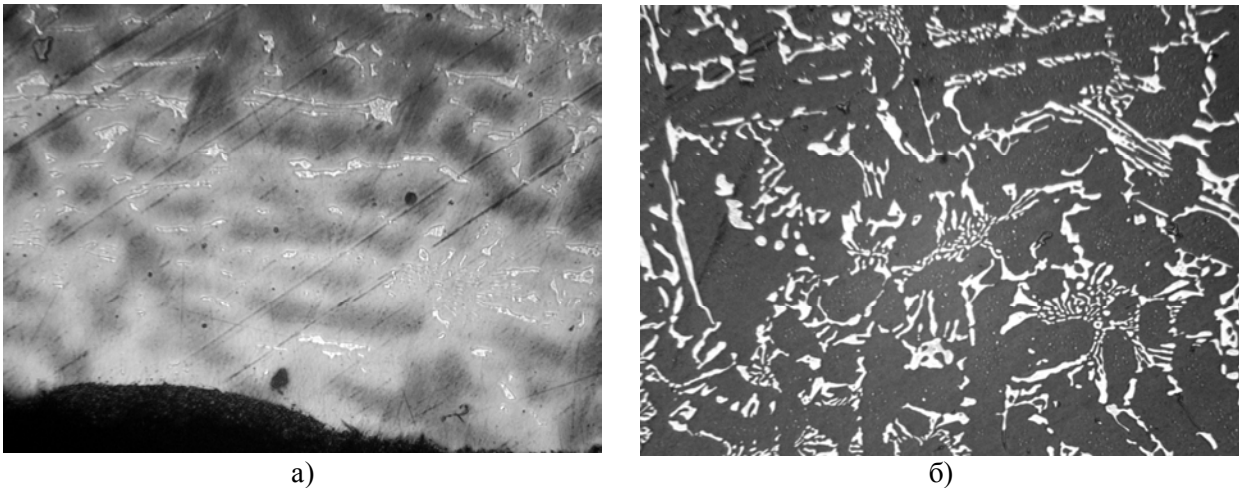


Рис. 1. Микроструктура чугуна после выдержки при 1150 °С в течение 8 ч: обезуглероженный слой (а), центральная зона образца (б) x200

Таким образом, длительная выдержка при 1150 °С дает возможность получить на поверхности чугуна обезуглероженные слои с повышенной обрабатываемостью резанием. Это позволяет совместить нагрев под закалку при окончательной термической обработке с обезуглероживающей выдержкой, которую рационально проводить при достаточно высокой температуре (не ниже 1150 °С). Вместе с тем, закалка от таких высоких температур приводит к пониженной твердости чугуна вследствие неполного выделения вторичных карбидов из аустенита и сохранения в структуре значительной доли остаточного аустенита. Как следует из рис.2, максимальная твердость чугуна (64 HRC) соответствует закалке от 950 °С; повышение

температуры нагрева до 1150 °С вызывает снижение твердости до 48 HRC. С целью обеспечения заданной твердости (свыше 60 HRC) высокотемпературная выдержка должна дополняться таким регламентированным охлаждением, которое смогло бы обеспечить требуемое обеднение аустенита углеродом с выделением достаточного количества ВК.

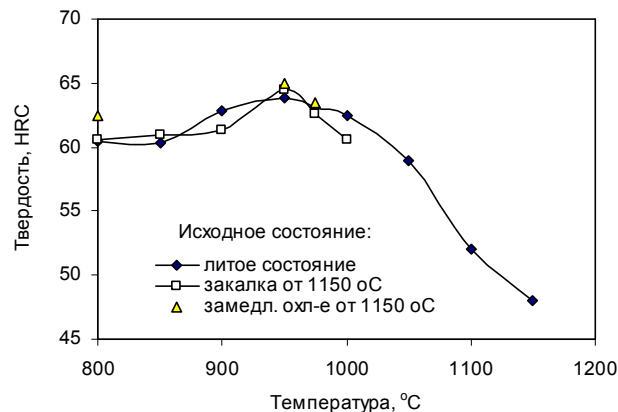


Рис. 2. Влияние температуры закалки на твердость исследованного чугуна

Для определения параметров такого охлаждения исследовали влияние температуры повторной закалки (t_3) на твердость образцов, предварительно закаленных от 1150 °С. С этой целью образцы чугуна выдерживали 2 ч при 1150 °С, закаливали на воздухе, после чего следовал повторный нагрев до температур 800, 850, 900, 950 и 1000 °С с выдержкой в течение 2 ч и с финальным охлаждением на воздухе. Исходная твердость чугуна, полученная закалкой от 1150 °С, составила 48 HRC; после повторной закалки она возросла до 60,5-61,5 HRC при $t_3=800-900$, 1000 °С и до 64,5 HRC – после закалки от 950 °С (рис.2). В целом, полученный профиль зависимости $HRC=f(t_3)$ соответствует профилю аналогичной зависимости для образцов с исходной литой структурой. Это указывает на то, что процессы выделения ВК из первородного (литого) и вторичного (полученного высокотемпературной закалкой) аустенита идет с примерно одинаковой интенсивностью и имеют сходные термокинетические особенности, а именно - температурный максимум выделения вторичных карбидов. Такой вывод позволил предположить, что достижение этого максимума как при нагреве (из состояния исходного первородного аустенита), так и при охлаждении (из состояния высокотемпературного вторичного аустенита) даст аналогичный эффект выделения карбидов с получением максимальной твердости после охлаждения. Для проверки этого предположения был проведен эксперимент, схема которого представлена на рис.3.

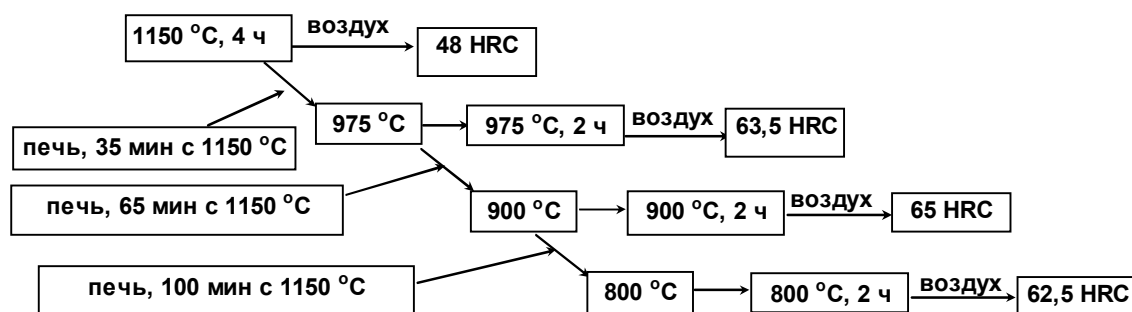


Рис. 3. Схема режима термической обработки с высокотемпературным обезуглероживающим нагревом

Образцы чугуна нагревали при 1150 °С в течение 4 ч, после чего они остывали вместе с выключенной печью до 975 °С (время остывания составило 35 мин). После достижения этой температуры часть образцов переносили в другую печь с такой же температурой, где выдерживали в течение 2 ч с последующим охлаждением на воздухе. Аналогичным образом провели охлаждение до 900 и 800 °С с выдержкой при этих температурах. Общее время остывания образцов в печи от 1150 до 800 °С составило 100 мин. По окончании выдержки измеряли твердость и исследовали микроструктуру образцов, предварительно сошлифовывая обезуглероженный поверхностный слой.

Достигнутые значения твердости представлены на рис.3. Видно, что подстуживание и выдержка при 975 °С дает достаточно высокую твердость – 63,5 HRC. Еще более высокая

твердость обеспечивается выдержкой при 900 °С – 65 HRC. В случае выдержки при 800 °С твердость несколько ниже, чем в предыдущих случаях, но тоже достаточно высока – 62,5 HRC. Следует отметить, что приведенные значения твердости превышают на 0,5-2,0 ед. HRC твердость, полученную нагревом исходного литого аустенита. Таким образом, при проведении термообработки по предложенной схеме создаются более благоприятные условия для выделения вторичных карбидов из аустенита по сравнению со стандартной схемой закалки.

Микроструктурные изменения, протекающие в чугунах в ходе замедленного охлаждения от 1150 °С, показаны на рис. 4.

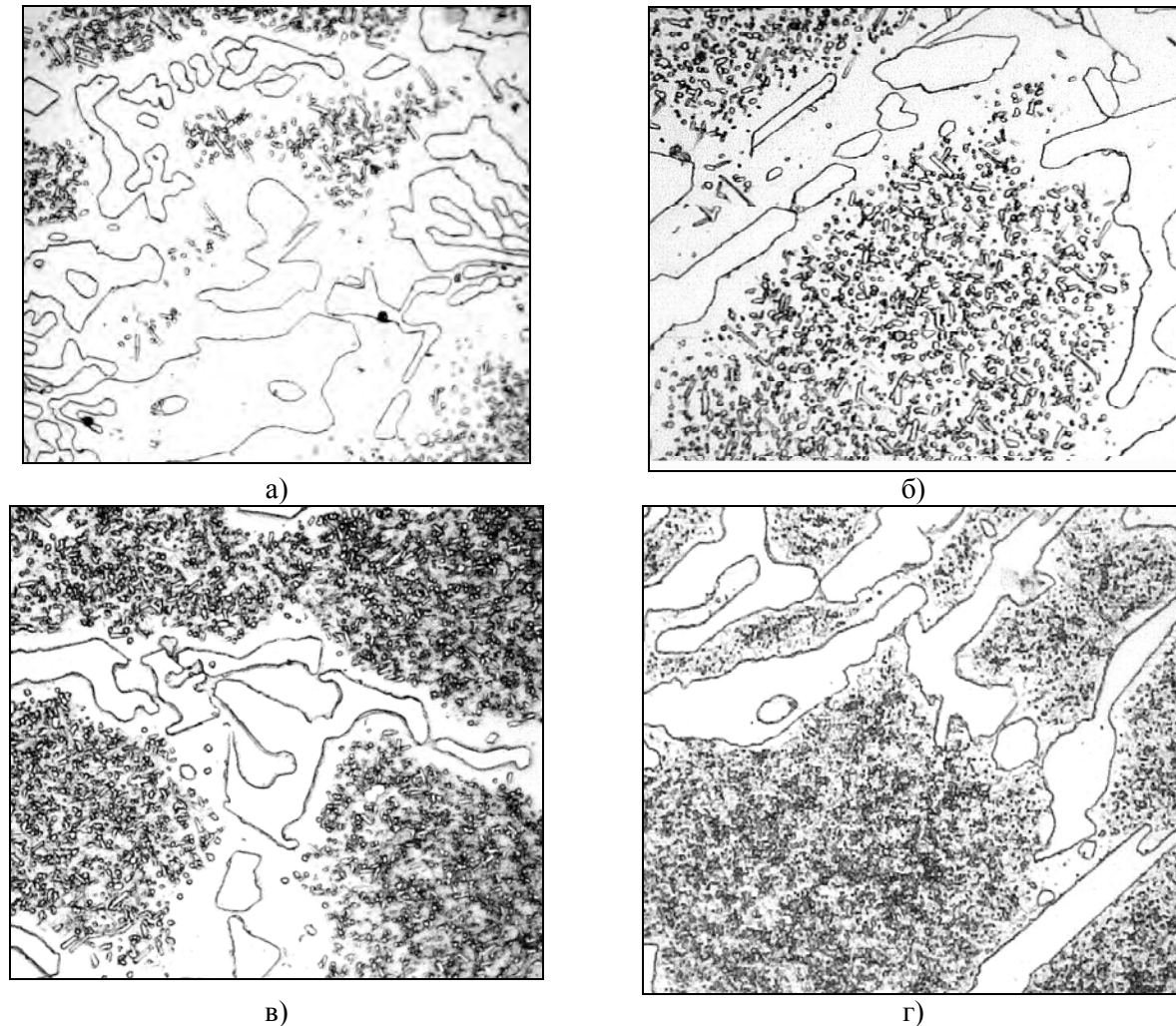


Рис. 4. Микроструктура чугуна после обработки по схеме на рис. 3 (после закалки от 1150 °С (а), после выдержки при 975 °С (б), 900 °С (в), 800 °С (г)) x500

Как видно, выдержка при 1150 °С приводит к формированию преимущественно аустенитной структуры матрицы с относительно небольшим количеством вторичных карбидов, залегающих в центральной части дендритов (дендритные области, прилегающие к эвтектическим карбидам, свободны от ВК) (рис. 4, а). Замедленное охлаждение до 975 °С с последующей выдержкой при этой температуре вызвало увеличение количества ВК за счет появления более мелких включений (рис. 4, б). После охлаждения и выдержки при 900 °С внутридендритные зоны стали заметно темнее: между крупными ВК просматриваются затемненные микроучастки матрицы (рис. 4, в). «Затемнение» вызвано выделением из аустенита высокодисперсных вторичных карбидов, не разрешаемых в световой микроскоп, которые и обеспечивают повышенную травимось матрицы. Как и при 975 °С, выделение ВК при 900 °С не затрагивает периферийные зоны дендритов, прилегающие к эвтектическим карбидам, а также аустенит внутри карбидной эвтектики.

В случае охлаждения до 800 °С выделение ВК охватывает участки аустенита, непосредственно граничащие с эвтектическим карбидами. Матрица приобретает более однородный темный цвет, что указывает на рост количества дисперсных вторичных карбидов (рис. 4, г).

Как показали полученные результаты, твердость достигает своего максимума при 900 °С, что на 50 °С ниже температуры кинетического максимума выделения ВК из первородного аустенита в данном чугуна (рис. 1). Характер микроструктуры свидетельствует о том, что при 975 °С выделение углерода из аустенита шло преимущественно на готовых подложках – поверхности вторичных карбидов, не растворившихся при 1150 °С; также происходило и формирование новых, достаточно крупных, ВК. Снижение температуры выдержки до 900 °С увеличило степень обеднения аустенита по углероду, при этом за счет увеличения термодинамического стимула выделение ВК протекало не только на готовых поверхностях, но за счет появления новых зародышей (предположительно, на скоплениях дефектов кристаллического строения, возникших вследствие деформаций при термических объемных изменениях). Это повысило дисперсность структуры и привело к росту твердости до 65 HRC. При дальнейшем снижении температуры на 100 °С твердость снизилась на 1,5 HRC, хотя прогнозировался ее прирост, связанный с вероятностью более полного выделения ВК вследствие понижения растворимости углерода в аустените. Причиной такого эффекта стало уменьшение диффузионной подвижности атомов хрома при 800 °С, что затормозило выделение ВК и затруднило достижение равновесной концентрации углерода в аустените при выдержке в течение 2 ч. Возможно, более длительные выдержки при этой температуре обеспечат дополнительный прирост твердости за счет более полного обеднения аустенита по углероду.

На основе полученных результатов была предложена новая схема комбинированной объемно-поверхностной термической обработки деталей машин из высокохромистого чугуна (15 % Cr, 1 % Si) перед чистовой мехобработкой. Обработка включает высокотемпературный нагрев (1150 °С) с выдержкой 4-8 ч, замедленное охлаждение до температуры 900 °С (примерно на 50 °С ниже кинетического максимума выделения ВК из первородного аустенита) с выдержкой при этой температуре в течение 2-3 ч и с последующим охлаждением на воздухе. Варьирование продолжительностью выдержки при 1150 °С позволяет получить на поверхности отливок обезуглероженный малокарбидный слой заданной толщины (соответствующей припуску на чистовую обработку), который обладает повышенной обрабатываемостью резанием по сравнению с обычной структурой закаленного чугуна. Под этим слоем залегает основная структура, сочетающая высокую твердость с повышенной ударной вязкостью, достигнутой вследствие частичной сфероидизации эвтектических карбидов в ходе высокотемпературной выдержки.

Направлением дальнейших исследований в данной области является определение параметров указанной обработки применительно к чугунам с более высоким содержанием хрома и кремния.

Выводы. Предложена технологическая схема объемно-поверхностной термической обработки под чистовую механическую обработку изделий из высокохромистого чугуна, содержащего 14,6 % Cr и 0,6 % Si. Технология включает обезуглероживающий нагрев при 1150 °С с выдержкой до 8 ч с последующим замедленным охлаждением до 900 °С, выдержкой при этой температуре в течение не менее 2 ч и с окончательным охлаждением на воздухе. Данная технология позволяет получить на поверхности обезуглероженный слой толщиной до 4 мм с повышенной обрабатываемостью резанием, который удаляется в ходе чистовой мехобработки изделия. Под обезуглероженным слоем залегает основной металл, обладающий требуемой высокой твердостью (65 HRC).

1. Комаров О.С. Высокохромистый чугун как материал для быстроизнашиваемых деталей машин / О.С. Комаров, Н.И. Урбанович, Д.О. Комаров, В.И. Волосатиков, Г.Ф. Лившиц // Литейное производство. - 2008. - №2. - С. 2-4.
2. Рауба А.А. Модифицирование и предварительная термообработка белого чугуна с повышенным содержанием хрома / А.А. Рауба, Г.В. Бычков // Литейное производство. - 1985. - № 7. - С. 33.
3. Чабак Ю.Г. Влияние режима отжига на микроструктуру и твердость высокохромистых чугунов с повышенным содержанием аустенитообразующих элементов / Ю.Г. Чабак // Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. науч. трудов. - Днепропетровск: ПГАСиА. - 2013. - Вып. 65. - С.188-192.
4. Efremenko V.G. Effect of Destabilizing Heat Treatment on Solid-State Phase Transformation in High-Chromium Cast Irons / V.G. Efremenko, K. Shimizu, Yu.G. Chabak // Metallurgical and Materials Transactions A. - 2013. - vol. 44 A. - P. 5434-5446.
5. Amorim P. Soft annealing of high chromium white cast iron / P. Amorim, H. Santos, J. Santos [et al.] // Materials Science Forum. - 2004. - vol. 455-456. - P. 290-294.
6. Радченко К. С. Изотермічний ступінчастий відпал хромомарганцевих чавунів / К.С. Радченко, М.М. Ямшинський, Г.С. Федоров, Є.О. Платонов // Вісник ДДМА. - 2014. - № 1 (32). - С. 218-222
7. Цыпин И.И. Белые износостойкие чугуны / И.И. Цыпин. - Москва: Металлургия, 1983. - 176 с.
8. Чейлях А.П. Экономнолегированные метастабильные сплавы и упрочняющие технологии/ А.П. Чейлях. - Мариуполь: ПГТУ, 2009. - 483 с.
9. Ефременко В.Г. Обезуглероживание высокохромистого чугуна при нагреве под закалку / В.Г. Ефременко, Ю.Г. Чабак, В.Г. Гаврилова [и др.] // Вісник ПДТУ: 36. наук. праць. - 2013. - Вып. 26. - С. 99-108.

Стаття прийнята до редакції 12.03.2015.