

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

УДК 669.15'26-196.018.253

В. Г. ЕФРЕМЕНКО^{1*}, Ю. Г. ЧАБАК¹, К. ШИМИДЗУ², А. В. ДЖЕРЕНОВА¹,
Б. В. ЕФРЕМЕНКО¹^{1*}Каф. «Фізика», Приазовський державний технічний університет, ул. Университетская, 7, Мариуполь, Украина, 87500, тел. +38 (0629) 44 65 20, эл. почта vgefremenko@fabler.ru¹Каф. «Фізика», Приазовський державний технічний університет, ул. Университетская, 7, Мариуполь, Украина, 87500, тел. +38 (0629) 44 65 20²Муроранский институт технологии, ул. Мизумото-чо, 27, Муроран, Хоккайдо, Япония, 050-8585, тел. +81-143 46 5651

К ВЫБОРУ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ СХЕМЫ СМЯГЧАЮЩЕЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ВЫСОКОХРОМИСТОГО ЧУГУНА

Цель. Высокохромистые чугуны с аустенитной структурой матрицы обладают плохой обрабатываемостью резанием. Целью работы является поиск новых энергосберегающих режимов предварительной смягчающей термической обработки, обеспечивающих повышение обрабатываемости резанием отливок за счет формирования оптимальной микроструктуры. **Методика.** Применены металлографический анализ, испытания на твердость и обрабатываемость резанием. **Результаты.** Установлено, что отжиг от высоких температур с непрерывным охлаждением приводит к получению в чугуне 270X15Г2Н1МФТ мартенситно-аустенитной матрицы; данный факт резко ухудшает обрабатываемость чугуна резанием. Существенное улучшение обрабатываемости резанием достигается получением структуры «феррит + зернистые карбиды» и снижением твердости до 37-39 HRC в случае использования двухстадийного изотермического отжига в субкритическом интервале температур или за счет применения закалки с высоким отпуском (двухстадийным или циклическим). **Научная новизна.** Установлено, что формирование оптимальной структуры матрицы и достижение требуемого уровня твердости, необходимых для повышения обрабатываемости резанием высокохромистого чугуна, содержащего 3 % аустенито-образующих элементов, возможно в двух случаях: 1) за счет перлитного превращения первородного аустенита с последующей сфероидизацией эвтектоидных карбидов; 2) путем получения преимущественно мартенситной структуры с последующим распадом мартенсита и коагуляцией карбидов при высоком отпуске. **Практическая значимость.** Предложены новые экономичные схемы смягчающей термической обработки, обеспечивающие рост обрабатываемости резанием высокохромистых чугунов, легированных повышенным количеством аустенитообразующих элементов.

Ключевые слова: высокохромистый чугун; микроструктура; термическая обработка; обрабатываемость резанием

Введение

Высокохромистые чугуны (ВХЧ) традиционно используются в промышленности в качестве триботехнических материалов в связи с высокой абразивной и эрозионной износостойкостью [2, 4, 11]. Для ВХЧ характерна пониженная обрабатываемость резанием (ОР), что ограничивает их применение при изготовлении деталей, требующих механической обработки определенных поверхностей. Максимальная ОР ВХЧ достигается в том случае, если структура матрицы представляет собой феррит с зернистыми карбидами при отсутствии аустенита; при этом твердость отливок не должна превышать 40 HRC [5, 13]. Обеспечение полной замены аустенита на феррито-карбидную смесь представляет зна-

чительные трудности в ВХЧ с повышенным содержанием аустенитообразующих элементов. Для получения заданной микроструктуры и твердости применяют смягчающую термообработку. Известные схемы термообработки либо не дают желаемого результата [5], либо излишне энергозатратны [7, 12].

Цель

Целью данной работы является разработка новых энергосберегающих режимов смягчающей термообработки, обеспечивающей повышение обрабатываемости резанием ВХЧ, суммарно содержащего 3 % Mn и Ni.

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

Методика

Исследовали чугун 270X15Г2Н1МФТ, содержащий: 2,70 % С; 2,20 % Мn; 0,55 % Si; 14,55 % Cr; 0,93 % Ni; 0,39 % Mo; 0,38 % V. Термическую обработку образцов проводили в муфельных лабораторных электропечах. Микроструктуру чугуна исследовали с применением световой микроскопии («Neophot-21»), а также с помощью электронной микроскопии с использованием сканирующего микроскопа JSM-6510 («JEOL»). Твердость образцов измеряли на твердомере Роквелла по шкале «С». Испытания на обрабатываемость резанием осуществляли методом сверления, используя сверла диаметром 6,5 мм из стали Р6М5. Скорость вращения сверла составляла 600 мин⁻¹, подача сверла – 0,15 мм⁻¹. В качестве критерия обрабатываемости резанием использовали общую глубину отверстий, просверленных до износа 50 % ширины задней поверхности режущего клина сверла.

Результаты

Образцы, вырезанные из отливки чугуна 270X15Г2Н1МФТ, подвергали смягчающей термической обработке по следующим схемам: а) непрерывный отжиг (рис. 1, а); б) двухступенчатая выдержка в субкритическом интервале температур (рис.1, б); в) закалка с двухступенчатым высоким отпуском (рис.1, в); г) закалка с термоциклическим высоким отпуском (ТЦО) (рис. 1, г). В исходном (литом) состоянии чугун имел структуру, состоящую из эвтектических карбидов хрома и первородного аустенита.

Непрерывный отжиг является наиболее широко применяемой для ВХЧ смягчающей термообработкой [3]; он предполагает нагрев в аустенитную область с выдержкой 2–4 ч при температурах свыше 850–1 000 °С. В процессе выдержки (дестабилизации) из первородного аустенита выделяются вторичные карбиды (ВК) хрома зернистой формы, а сам аустенит обедняется по углероду и легирующим элементам.

Также известна смягчающая субкритическая обработка («СО»), заключающаяся в двухступенчатой выдержке в субкритическом интервале температур [7, 12] (рис. 1, б). При обработке по этой схеме первая ступень выполняется при температуре минимальной устойчивости первородного аустенита в перлитной области (для исследованного чугуна ~ 650 °С) в течение време-

ни, необходимого для завершения эвтектоидного превращения. Вторая ступень продолжительностью не менее 20 ч выполняется при температуре на 20–50 °С ниже точки Ас₁, что обеспечивает коагуляцию и сфероидизацию эвтектоидных карбидов. По завершении второй ступени отливки могут охлаждаться на воздухе. Недостатком схемы «СО» является значительная (до 30 ч) длительность режима.

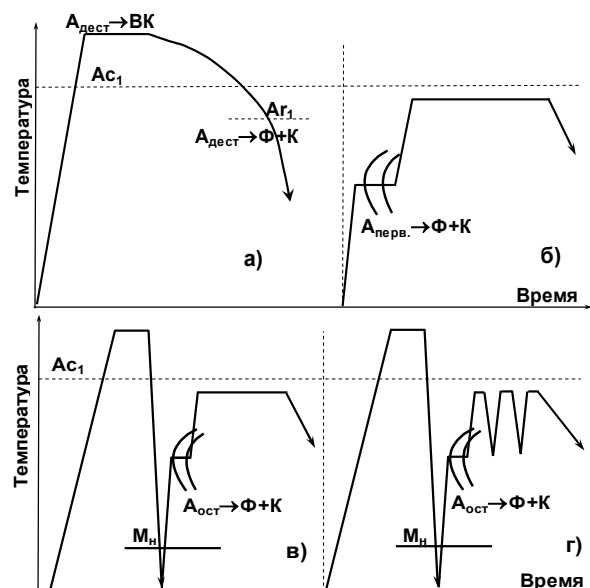


Рис. 1. Примененные схемы предварительной смягчающей термообработки ВХЧ

Fig. 1. Applied schemes of preliminary softening heat treatment of HCl

Схемы термообработки, показанные на рис. 1, в, г, разработаны и предложены авторами на основе результатов выполненных ранее исследований [6, 9, 10]. Эти схемы являются более энергосберегающими по сравнению с известными; их особенностью является замена отжига (непрерывного или изотермического) на закалку и высокий отпуск («Д + ВО») (патент Украины № 85134). На первой стадии отливки подвергаются высокотемпературной дестабилизации [6, 9] – выдержке при температуре максимальной скорости выделения ВК из первородного аустенита. Для минимизации длительности режима выдержка проводится в течение времени, необходимого для завершения выделения ВК – не более 2–2,5 ч. Чрезмерно длительная выдержка приводит к укрупнению ВК, снижению их количества, а следовательно, – к уменьшению числа включений, на которых

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

при отпуске может выделяться углерод, непосредственно формируя зернистые карбиды [8]. По завершении дестабилизации проводится закалка на воздухе (нормализация), целью которой является получение преимущественно мартенситной структуры матрицы (с содержанием остаточного аустенита ($A_{ост}$) не выше 30 %). Высокая прокаливаемость ВХЧ, обусловленная повышенной концентрацией аустенитообразующих элементов, позволяет получать мартенситную структуру охлаждением на воздухе, что исключает опасность растрескивания отливок, а наличие остаточного аустенита предотвращает их коробление.

После закалки проводится высокий отпуск для разложения мартенсита и формирования зернистых карбидов. Проведенные исследования показали, что отпуск необходимо выполнять двухступенчато. Первая ступень предназначена для разложения $A_{ост}$, поэтому ее необходимо выполнять при температуре минимальной устойчивости $A_{ост}$, которая для исследованного чугуна составляет ~ 650 °С (распад $A_{ост}$ при этой температуре завершается через 2 ч). Параллельно с разложением $A_{ост}$ на первой стадии протекает распад мартенсита; выделяющиеся из α - и γ -твердых растворов дисперсные карбиды имеют зернистую форму. Вторую ступень целесообразно выполнять при температуре, максимально приближенной к точке A_{c1} . При этой температуре завершается распад мартенсита, начатый на первой стадии, а также протекают процессы коагуляции и сфероидизации выделившихся из мартенсита и аустенита карбидов. Вторичные карбиды, появившиеся в структуре при дестабилизации, также принимают участие в формировании зернистого состояния карбидной фазы: можно полагать, что на их поверхности происходит формирование цементита как при «выходе» атомов углерода из решетки мартенсита, так и при их перераспределении в процессе коагуляции и сфероидизации. Общая продолжительность двух стадий отпуска, необходимого для получения требуемой структуры («феррит + зернистые карбиды») и твердости менее 40 HRC составляет 10–12 ч. Таким образом, в предложенной схеме термообработки коагуляция и сфероидизация выделившихся карбидов протекает значительно быстрее, чем после эвтектоидного распада аустенита (схема «СО»). Причиной этого может

быть пониженное (вследствие выделения ВК при дестабилизации) содержание хрома в матрице, что повышает активность углерода в α -железе, т.е. способствует его выделению из твердого раствора.

Разновидностью схемы «Д + ВО» является схема «Д + ТЦО», в которой высокий отпуск на второй стадии выполняется в виде 3–4-х циклов, состоящих из нагрева до температуры на 20–50 °С ниже точки A_{c1} , выдержки в течение 1–1,5 ч и охлаждения на 100–150 °С со скоростью 100–180 °С/ч. Преимуществом ТЦО является сокращение времени отпуска до 8–10 ч, общая продолжительность режима составляет 10–12 ч, что более чем в два раза меньше, чем при обработке по схеме «СО».

Реализация предложенных схем термообработки предполагает знание кинетики фазово-структурных превращений аустенита в чугуне конкретного химического состава, что необходимо для обоснованного назначения температуры и продолжительности изотермических выдержек как в аустенитной, так и субкритической областях температур.

Конкретные параметры примененных режимов термической обработки и достигнутые значения твердости чугуна представлены в таблице 1. На рис. 2 показана микроструктура чугуна 270X15Г2Н1МФТ, достигнутая проведением указанных выше смягчающих термообработок. В литом состоянии чугун имеет твердость 45–46 HRC. После непрерывного отжига с предварительной дестабилизацией твердость чугуна возросла до 55–56 HRC, а структура его матрицы была представлена смесью мартенсита, остаточного аустенита, троостита и вторичных карбидов хрома (рис. 2, а); при этом содержание троостита не превышало 10 %.

Появление такой структуры вместо ожидаемой феррито-карбидной структуры было вызвано эффектом замедления эвтектоидного превращения, инициируемым выделением ВК из первородного аустенита. Этот эффект был подробно описан авторами данной статьи в работе [11]; вследствие его проявления произошло резкое замедление превращения аустенита в области диффузионного превращения, при этом дестабилизированный аустенит большей частью превратился в мартенситном интервале, вызвав повышение твердости на 10–11 HRC относительно литого состояния.

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

После термической обработки по схеме «СО» была получена феррито-карбидная структура матрицы, в которой карбиды имели зернистую форму (рис. 2, б); их средний диаметр составил 0,23–0,28 мкм. Твердость чугуна снизилась до 37–39 HRC.

Таблица 1

Параметры смягчающей термической обработки и твердость чугуна 270X15Г2Н1МФТ

Table 1

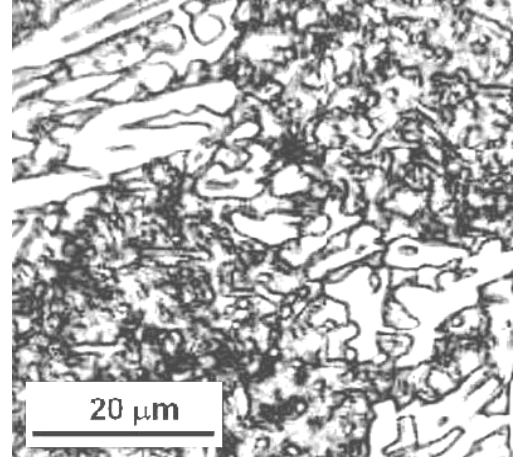
Parameters of softening heat treatment and hardness of 270H15G2N1MFT cast iron

Схема т/о	Режим	Твердость, HRC
Литое состояние	–	45–46
Отжиг	Выдержка при 950 °С (2 ч), охлаждение с печью со скоростью 20 °С/ч до 450 °С, далее – на воздухе (общая длительность режима – 27 ч)	55–56
«СО»	Выдержка при 650 °С (6 ч), выдержка при 700 °С (20 ч), далее – на воздухе (общая длительность режима – 26 ч)	37–39
«Д + ВО»	Выдержка при 950 °С (2 ч), охлаждение на воздухе, выдержка при 650 °С (2 ч), выдержка при 700 °С (12 ч), далее – воздух (длительность режима – 16 ч)	37–38
«Д+ТЦО»	Выдержка при 950 °С (2 ч), охлаждение на воздухе, выдержка при 650 °С (2 ч), 3 цикла 720↔600 °С с выдержкой 1 ч при 720 °С, далее – на воздухе (длительность режима – 10 ч)	37–39

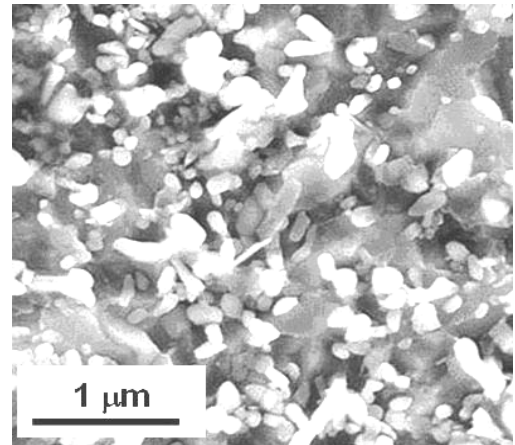
Аналогичный уровень твердости был получен и реализацией режимов по схемам «Д + ВО» и «Д + ТЦО». После такой термообработки металлическая матрица имела структуру «феррит + зернистые карбиды». Количество зернистых карбидов в пределах дендритных областей со-

ставляло 2,2 шт/мкм², их средний размер достиг 0,33–0,39 мкм, что на 40 % выше, чем в случае обработки по схеме «СО».

а – а



б – б



в – в

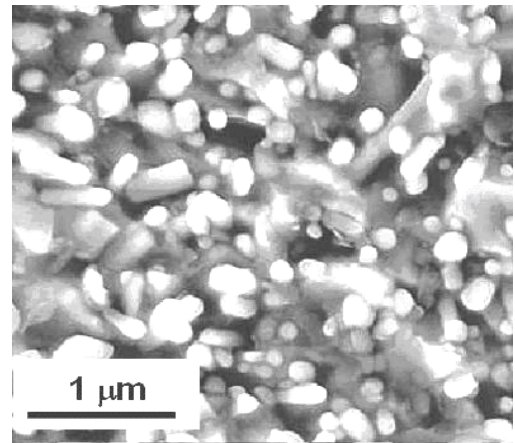


Рис. 2. Микроструктура металлической матрицы чугуна 270X15Г2Н1МФТ после термообработки: а – отжиг; б – схема «СО»; в – схема «Д + ВО (ТЦО)»

Fig. 2. Metal matrix microstructure of 270H15G2N1MFT cast iron after heat treatment: а – annealing; б – «SO» scheme; в – «D + VO (TTSO)» scheme

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

Термообработанные образцы были подвергнуты испытаниям на обрабатываемость резанием. Как следует из рисунка 3, литые образцы с аустенитной структурой матрицы и твердостью 45,5 HRC, а также отожженные образцы практически не поддавались резанию: затупление сверла происходило сразу же после начала сверления. Применение других схем термической обработки позволило существенно улучшить обрабатываемость резанием исследованного чугуна. В образцах, подвергнутых выдержке в области субкритических температур (схема «СО»), глубина высверленных отверстий возросла в среднем до 12,85 мм. Еще более высокая обрабатываемость резанием была обеспечена применением термообработки, включавшей закалку и высокий отпуск (схема «Д + ВО»): средняя глубина высверленных отверстий достигла 17,34 мм, что на 35 % выше по сравнению со схемой «СО». Обработка по схеме «Д + ТЦО» обеспечила практически такую же, как и схема «Д + ВО», твердость (37–39 HRC) и обрабатываемость резанием (17,15 мм).

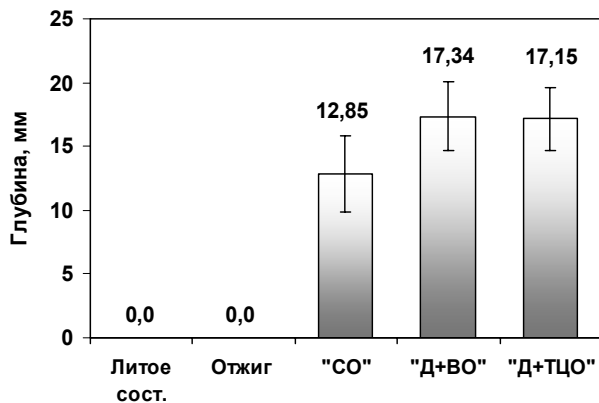


Рис. 3. Влияние схемы смягчающей термической обработки на обрабатываемость резанием чугуна 270X15G2N1MFT

Fig. 3. Influence of scheme of softening heat treatment on the machinability of 270X15G2N1MFT cast iron

Представленные результаты показывают, что схемы «СО», «Д + ВО», «Д + ТЦО» являются перспективными для применения в качестве смягчающей термической обработки ВХЧ с повышенным содержанием марганца и никеля. В то же время две последние схемы являются более перспективными по сравнению со схемой «СО». Во-первых, они отличаются существенным снижением общей продолжительности режима термообработки (10–16 ч вместо

26 ч), во-вторых, обеспечивают высокохромистому чугуно более высокую обрабатываемость резанием при одинаковой (со схемой «СО») твердости.

Зафиксированную разницу в результатах испытаний на сверление можно объяснить различием в размерах зернистых карбидов, а также в содержании хрома в феррите. Образцы, обработанные по схеме «Д + ВО (ТЦО)», подвергались дестабилизирующей выдержке, в ходе которой произошло обеднение твердого раствора хромом за счет выделения вторичных карбидов Me_7C_3 и $Me_{23}C_6$. В связи с этим феррит отпущенных образцов содержит гораздо меньше хрома, чем феррит, полученный при распаде аустенита по перлитной реакции (при обработке по схеме «СО»), протекавшей с выделением не специальных карбидов хрома, а легированного цементита. Очевидно, хром способствует более интенсивному упрочнению феррита при резании за счет блокирующего влияния на дислокации, что ускоряет притупление сверла в контакте с легированным ферритом [1].

Научная новизна и практическая значимость

Установлено, что формирование оптимального структурного состояния металлической матрицы и достижение требуемого уровня твердости, необходимых для повышения обрабатываемости резанием высокохромистого чугуна, содержащего 3 % аустенитообразующих элементов, возможно путем получения мартенситно-аустенитной структуры с последующим разложением мартенсита и остаточного аустенита в сочетании с коагуляцией и сфероидизацией выделяющихся при отпуске карбидов. Предложены соответствующие технологические схемы смягчающей термической обработки ВХЧ, предусматривающие высокотемпературную выдержку, закалку на воздухе (нормализацию) и высокий двухступенчатый или термоциклический отпуск.

Выводы

1. Показано, что в случае применения непрерывного отжига (охлаждение после выдержки при 950 °С (2 ч) со скоростью 20 °С/ч) в чугуне 270X15G2N1MFT формируется мартенситно-аустенитно-карбидная структура ме-

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

таллической матрицы, повышающая твердость до 55–56 HRC и практически исключая возможность сверления чугуна инструментом из стали P6M5.

2. Изотермический отжиг в области субкритических температур или комбинированная термообработка, включающая закалку и высокий отпуск, обеспечивают получение в чугуне 270X15Г2Н1МФТ требуемой структуры («феррит + зернистые карбиды») и снижение его твердости до 37–39 HRC, что позволяет обрабатывать чугун инструментом из быстрорежущей стали.

3. Предложены новые технологические схемы смягчающей термической обработки высокохромистых чугунов, легированных повышенным количеством аустенитообразующих элементов, состоящие из высокотемпературной дестабилизирующей выдержки и высокого отпуска (двухступенчатого или термоциклического). Эти схемы обеспечивают чугуну высокую обрабатываемость резанием при значительном сокращении длительности режима термообработки по сравнению с известными режимами.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

- Вакуленко, И. А. Морфология структуры и деформационное упрочнение стали / И. А. Вакуленко, В. И. Большаков. – Д. : Изд-во Маковецкий, 2008. – 196 с.
- Миронова, Т. М. Влияние предварительной термической обработки на пластичность белых чугунов / Т. М. Миронова // Наука та прогрес трансп. Вісн. Дніпропетр. нац. ун-ту залізн. трансп. – 2013. – № 6 (48). – С. 88–98.
- Рауба, А. А. Модифицирование и предварительная термообработка белого чугуна с повышенным содержанием хрома / А. А. Рауба, Г. В. Бычков // Литейное пр-во. – 1985. – № 7. – С. 33.
- Цыпин, И. И. Белые износостойкие чугуны – эволюция и перспективы / И. И. Цыпин // Литейное пр-во. – 2000. – № 9. – С. 15–16.
- Цыпин, И. И. Белые износостойкие чугуны / И. И. Цыпин. – М. : Metallurgiya, 1983. – 176 с.
- 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. – Д., 2011. – Вип. 38. – С. 229–232.
- Чейлях, А. П. Экономнолегированные метастабильные сплавы и упрочняющие технологии / А. П. Чейлях. – Харьков : ННЦ ХФТИ, 2003. – 212 с.
- Bedolla-Jacuinde, A. Kinetics of secondary carbide precipitation in a high-chromium white iron / A. Bedolla-Jacuinde, L. Arias, B. Hernandez // J. of Materials Engineering and Performance. – 2003. – Vol. 4, № 12. – P. 371–382.
- Chabak, Yu. G. Change of secondary-carbides' nanostate in 14.5 % Cr cast iron at high-temperature heating / Yu. G. Chabak, V. G. Efremenko // Metallofizika I Noveishie Tekhnologii. – 2012. – Vol. 34, № 9. – P. 1205–1220.
- 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.
- Reda, R. Investigation of improving wear performance of hypereutectic 15%Cr-2%Mo white irons / R. Reda, A. Nofal, Kh. Ibrahim // China Foundry. – 2010. – № 4. – P. 438–446.
- 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.
- Zhou, J. M. Machinability of abrasion resistance cast iron with PCBN cutting tools / J. M. Zhou, M. Andersson // Materials and Manufacturing Processes. – 2008. – Vol. 23, № 5. – P. 506–512.

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

В. Г. ЄФРЕМЕНКО^{1*}, Ю. Г. ЧАБАК¹, К. ШИМИДЗУ², А. В. ДЖЕРЕНОВА¹,
Б. В. ЄФРЕМЕНКО¹

^{1*}Каф. «Фізика», Приазовський державний технічний університет, вул. Університетська, 7, Маріуполь, Україна, 87500, тел. +38 (0629) 44 65 20, ел. пошта vgefremenko@rambler.ru

¹Каф. «Фізика», Приазовський державний технічний університет, вул. Університетська, 7, Маріуполь, Україна, 87500, тел. +38 (0629) 44 65 20

²Муроранський технологічний інститут, вул. Мізумото-чо, 27, Муроран, Хоккайдо, Японія, 050-8585, тел. +81-143 46 5651

ДО ВИБОРУ ТЕХНОЛОГІЧНОЇ СХЕМИ ПОМ'ЯКШУВАЛЬНОЇ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ ВИСОКОХРОМИСТОГО ЧАВУНУ

Мета. Високохромисті чавуни з аустенітною структурою матриці мають низьку оброблюваність різанням. Метою роботи є пошук нових енергозберігаючих режимів попередньої пом'якшувальної термічної обробки, які забезпечать підвищення оброблюваності різанням виливків за рахунок формування оптимальної мікроструктури. **Методика.** Використано металографічний аналіз, випробування на твердість та оброблюваність різанням. **Результати.** Встановлено, що відпал від високих температур із безперервним охолодженням призводить до отримання в чавуні 270X15Г2Н1МФТ мартенситно-аустенітної матриці; даний факт різко погіршує оброблюваність чавуну різанням. Істотне поліпшення оброблюваності різанням досягається отриманням структури «ферит + зернисті карбіди» та зниженням твердості до 37–39 HRC у разі використання двохстадійного ізотермічного відпалу в субкритичному інтервалі температур або за рахунок застосування гартування з високим відпуском (двохстадійним або циклічним). **Наукова новизна.** Встановлено, що формування оптимальної структури матриці й досягнення необхідного рівня твердості, потрібних для підвищення оброблюваності різанням високохромистого чавуну, що містить 3 % аустенітоутворюючих елементів, можливо у 2-х випадках. Це: 1) за рахунок перлітного перетворення первородного аустеніту з подальшою сфероїдизацією евтектоїдних карбідів; 2) шляхом отримання переважно мартенситної структури з наступним розпадом мартенситу й коагуляцією карбідів при високому відпуску. **Практична значимість.** Запропоновано нові економічні схеми пом'якшувальної термічної обробки, які забезпечують зростання оброблюваності різанням високохромистих чавунів, легованих підвищеною кількістю аустенітоутворюючих елементів.

Ключові слова: високохромистий чавун; мікроструктура; термічна обробка; оброблюваність різанням

V. G. EFREMENKO^{1*}, YU. G. CHABAK¹, K. SHIMIZU², A. V. DZHERENOVA¹,
B. V. EFREMENKO¹

^{1*}Dep. «Physics», «Priazovskyi State Technical University», Universitetskaya St.,7, Mariupol, Ukraine, 87500, tel. +38 (0629) 44 65 20, e-mail vgefremenko@rambler.ru

¹Dep. «Physics», «Priazovskyi State Technical University», Universitetskaya St.,7, Mariupol, Ukraine, 87500, tel. +38 (0629) 44 65 20

²Muroran Institute of Technology, Mizumoto-cho St., 27, Muroran, Hokkaido, Japan, 050-8585, tel. +81-143 46 5651

TO SELECTION OF TECHNOLOGICAL SCHEME OF SOFTENING HEAT TREATMENT FOR HIGH CHROMIUM CAST IRON

Purpose. High chromium cast irons with austenitic matrix have low machinability. The aim of work is search of new energy-saving modes of preliminary softening heat treatment enhancing the machinability of castings by forming an optimum microstructure. **Methodology.** Metallographic analysis, hardness testing and machinability testing are applied. **Findings.** It was found out that high temperature annealing with continuous cooling yields to martensite-austenite matrix in cast iron 270X15Г2Н1МPhT, which abruptly affects the machinability of cast iron. Significant improvement of machinability is achieved by forming of structure "ferrite + granular carbides" and by decline of hardness to 37-39 HRC in the case of two-stage isothermal annealing in the subcritical temperature range or by the use of quenching and tempering (two-step or cyclic). **Originality.** It was found that the formation of the optimal structure of the matrix and achievement of desired hardness level needed for improving machinability of high chromium cast iron containing 3 % austenite-forming elements, can be obtained: 1) due to pearlite original austenite fol-

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

lowed by spheroidization eutectoid carbides, and 2) by getting predominantly martensite structure followed by the decay of martensite and carbides coagulation at high-temperature tempering. **Practical value.** The new energy-saving schemes of softening heat treatment to ensure the growth of machinability of high chromium cast iron, alloyed by higher quantity of austenite forming elements, are proposed.

Keywords: high chromium cast iron; microstructure; heat treatment; machinability

REFERENCES

1. Vakulenko I.A., Bolshakov V.I. *Morfologiya struktury i deformatsionnoye uprochneniye stali* [Morphology of structure and work hardening of steel]. Dnipropetrovsk, Makovetskiy Publ., 2008. 196 p.
2. Mironova T.M. Vliyaniye predvaritelnoy termicheskoy obrabotki na plastichnost belykh chugunov [The effect of preliminary heat treatment on plasticity of white cast irons]. *Nauka ta prohres transportu. Visnyk Dnipropetrovskoho natsionalnoho universytetu zaliznychnoho transportu – Science and Transport Progress. Bulletin of Dnipropetrovsk National University of Railway Transport*, 2013, no. 6 (48), pp. 88-98.
3. Rauba A.A., Bychkov G.V. Modifitsirovaniye i predvaritelnaya termoobrabotka belogo chuguna s povyshennym sodержaniyem khroma [Modification and preliminary treatment of white cast iron with a high content of chromium]. *Liteynoye proizvodstvo – Foundry*, 1985, no. 7, p. 33.
4. Tzypin I.I. Belyye iznosostoykiye chuguny– evolyutsiya i perspektivy [Wear white cast irons – evolution and prospects]. *Liteynoye proizvodstvo – Foundry*, 2000, no. 9, pp. 15-16.
5. Tsylin I.I. *Belyye iznosostoykiye chuguny* [White wear resistant cast irons]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1983. 176 p.
6. 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], 2011, issue 38, pp. 229-232.
7. Cheylyakh A.P. *Ekonomnolegirovannyye metastabilnyye splavy i uprochnyayushchiye tekhnologii* [Economic metastable alloys and hardening technology]. Kharkov, NNC HFTI, 2003. 212 p.
8. Bedolla-Jacuinde A., Arias L., Hernarndez B. Kinetics of secondary carbide precipitation in a high-chromium white iron. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2003, vol. 4, no. 12, pp. 371-382.
9. Chabak Yu.G., Efremenko V.G. Change of secondary-carbides' nanostate in 14.5 % Cr cast iron at high-temperature heating. *Metallofizika I Noveishie Tekhnologii*, 2012, vol. 34, no. 9, pp. 1205-1220.
10. Efremenko V.G., Shimizu K., Chabak Yu.G. Effect of destabilizing heat treatment on solid-state phase transformation in high-chromium cast irons. *Metallurgical and Materials Transactions A.*, 2013, vol. 44 A, pp. 5434-5446.
11. Reda R., Nofal A., Ibrahim Kh. Investigation of improving wear performance of hypereutectic 15%Cr-2%Mo white irons. *China Foundry*, 2010, no. 4, pp. 438-446.
12. Amorim P., Santos H., Santos J., Coimbra C., Sa C. *Soft annealing of high chromium white cast iron. Materials Science Forum*, 2004, vol. 455-456, pp. 290-294.
13. Zhou J.M., Andersson M. Machinability of abrasion resistance cast iron with PCBN cutting tools. *Materials and Manufacturing Processes*, 2008, vol. 23, no. 5, pp. 506-512.

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

Поступила в редколлегию 05.02.2014

Принята к печати 15.03.2014