Вплив вмісту Mn на фазовий склад та механічні властивості бейнітного чавуну(ADI)

К. О. Гогаєв, доктор технічних наук, чл. кор.. НАН України, gogaev@ipms.kiev.ua,
ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-0042-1759>

Ю. М. Подрезов, доктор фіз. -мат. Наук, yupodrezov@ukr.net

С. М. Волощенко, доктор технічних наук, volosch@ipms.kiev.ua

М. Г. Аскеров, кандидат технічних наук, mukafatask@gmail.com

М. В. Мінаков, кандидат технічних наук, vbyfrjd86@gmail.com

Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України, Київ

На ADI (austempering ductile iron) матеріалах, що ізотермічно загартовані при різних температурах, досліджено вплив вмісту марганцю на фазовий склад та механічні властивості. Проаналізовані зразки ADI з вмістом Mn 0,78 % та 0,24 %. Кінцева структура чавуну створювалася в результаті аустенізуючого нагріву при 900 °С з витримкою протягом 30 хв та подальшого ізотермічного гартування в рідкому олові при температурах 310, 330, 350, 380 °С для зразків з великим вмістом марганцю та при 350, 370 °С для зразків з малим вмістом. Показано, що при збільшенні вмісту марганцю збільшується кількість залишкового аустеніту за однакових умов гартування. Це сприяє посиленню дії TRIP (transformation induce plasticity) ефекту та позитивно впливає на процеси зміцнення зокрема. ADI з великим вмістом Mn демонструють вищу швидкість зміцнення на початковій ділянці навантаження, більш високу твердість та підвищену демпфуючу здатність. Натомість, через окрихчуючу дію марганцю такі матеріали мають нижчі граничні механічні характеристики, які визначаються в момент руйнування. Встановлено, що за однакових умов гартування, деформація до руйнування та ударна в'язкість в зразках з великим вмістом марганцю зменшуються практично вдвічі. Негативний вплив марганцю на границю втоми менш суттєвий, оскільки схильність до окрихчення компенсується фазовими перетвореннями у вершині тріщини, що стримує її розповсюдження при циклічному навантаженні. Зважаючи на те, що марганець посилює дію TRIP ефекту але погіршує опір руйнуванню, пропонується використовувати чавун з підвищеним вмістом Mn у виробках, які працюють в умовах зношування але не піддаються екстремальним навантаженням.

Ключові слова: ADI матеріали, легування марганцем, ізотермічне гартування, TRIP ефект, залишковий аустеніт, зміцнення, твердість, демпфуюча здатність.

Високоміцний чавун з кулястою формою графіту (ВЧШГ) – матеріал нового покоління, який поєднує високу міцність і задовільну пластичність. Значний внесок у створення цього матеріалу в кінці минулого

сторіччя зробили українські вчені професор К. І. Ващенко та його учні, які працювали в КПП і ІПЛ НАН України [1-4]. Подальше вдосконалення цього матеріалу пов'язане з використанням спеціальної термічної обробки, яка отримала назву аустемперінга (austempering), а утворений в наслідок такої обробки чавун було названо ADI (austempering ductile iron). В Україні цей науковий напрямок розвивають співробітники ІПЛ (ФТІМС) НАН України М. В. Волощенко [5], В. Л. Найдєк, В. П. Гаврилюк, І. Г. Неїжко [6] та інші.

ADI – це чавун з чітко вираженою мікроструктурою, яка складається з пластинчастого фериту, збагаченого вуглецем аустеніту та кулястого графіту [7]. Ця унікальна структура утворюється після спеціальної термічної обробки – аустемперінга (austempering) і складається з аустенітизації при 900 °C та наступного ізотермічного гартування з охолодженням в діапазоні температур 280-400 °C [8, 9]. На цій стадії феритові зародки проростають в зерна аустенітної матриці, а оскільки розчинність вуглецю у фериті дуже низька, надлишок вуглецю перерозподіляється в аустеніт, стабілізуючи його щодо перетворення в мартенсит, під час охолодження до кімнатної температури. Але збагачений вуглецем аустеніт є метастабільним і частково перетворюється в мартенсит, коли ADI чавун зазнає пластичної деформації [9-10]. Індуковане пластичною деформацією мартенситне перетворення досліджувалось в сталях з початку 1970-х років. Воно отримало назву TRIP (transformation induce plasticity) ефекту і використовується для покращення комплексу їх механічних властивостей [11]. У сталях стабілізація залишкового аустеніту досягається додатковим легуванням [12,13]. Серед легуючих елементів найбільш потужним і одночасно дешевим стабілізатором є Mn. Відомо кілька класів так званих TRIP-сталей [11] стабілізованих марганцем. Існують сталі з малим – до 2 %, середнім – до 10 % або великим – до 22 % вмістом Mn.

В ADI матеріалах основним стабілізатором аустеніту є вуглець, вміст якого сягає 3,6 % мас., тому зазвичай використовується лише невелика кількість додаткових легуючих елементів. Базові принципи структуроутворення, що розроблені за декілька десятиріч, дозволили регламентувати вміст найбільш важливих елементів в ADI [8, 9]. Зокрема, згідно до ASTM A897 вміст марганцю обмежується 0,3 %.

У випадку регламентованого складу стабілізація залишкового аустеніту може бути досягнута тепловою обробкою. В нашій попередній роботі [13] розглянуто вплив температури гартування на механічні властивості. Показано, що унікальна комбінація властивостей ADI (austempering ductile iron) досягається поєднанням особливих умов термообробки та оптимального фазово-структурного стану, за яких максимально реалізується TRIP (transformation induce plasticity) ефект. За цих умов ADI демонструють підвищену границю плинності, хорошу пластичність та проявляють характерну для матеріалів схильних до TRIP ефекту велику швидкість деформаційного зміцнення, останнє є передумовою підвищеної зносостійкості [14].

Зростаюча зацікавленість в модернізації складу для посилення впливу TRIP ефекту мотивувала до розширення спектру ADI матеріалів шляхом легуванням. Серед елементів, які найбільше впливають на мартенситне перетворення в сплавах заліза, окрім вуглецю, зазвичай виділяють Mn та Ni. В чавунах за наявності великої кількості вуглецю, значний вміст стабілізатора аустеніту не потрібен. Але, в роботі [15], де вивчали вплив легування ADI 0,5-1,5 % нікелем, показана можливість додаткового покращення його властивостей. Стосовно впливу марганцю на властивості ВЧШГ серед дослідників до останнього часу існував певний песимізм [16, 17]. Підвищення вмісту Mn сприяє його сегрегації на границях зерен, посилює карбідоутворення і тим самим зменшує пластичні характеристики металу. Кінцевим ефектом є погіршення механічних властивостей та погана оброблюваність. Проте, в роботах київської наукової школи [18] відзначається позитивний вплив марганцю на властивості високоміцного чавуну. Враховуючи, що Mn є елементом, що покращує загартованість, зазначені вище недоліки за певних умов експлуатації, можливо компенсувати перевагами в реалізації TRIP ефекту.

Мета роботи: дослідити вплив марганцю на утворення залишкового аустеніту та встановити зв'язок між змінами фазного складу та властивостями чавуну. Дослідження проводилися на зразках чавуну (3,44 % C; 2,62 % Si; 0,024 % Cr; 0,54 % Cu; 0,71 % Ni) з різним вмістом Mn: 0,78% та 0,24 % мас. Кінцева структура чавуну формувались в результаті аустенізуючого нагріву при 900 °C з витримкою протягом 30 хв та подальшої ізотермічної обробки в рідкому олові при температурах 310, 330, 350, 380 °C для зразків з великим вмістом марганцю та при 350, 370 °C для зразків з малим його вмістом. На зразках, отриманих за різних режимів термообробки, за допомогою рентгенівського аналізу на ДРОН 3М було визначено кількість залишкового аустеніту а також проведено комплекс досліджень щодо зміни механічних властивостей. Випробування на розтяг виконувалися на машині UTS-100. Визначали границю плинності, $\sigma_{0,2}$, границю міцності, σ_m , відносне видовження δ . Вимірювання твердості проводили за методом Брінелля, ударну в'язкість (КС) вимірювали на копрі КД-300 на зразках без надрізу за стандартною методикою. Границю втоми (σ_{-1}) визначали за методикою, наведеною в роботі [19] при консольному вигині за частоти 2 кГц з граничною кількістю коливань $N = 10^7$. Демпфуючу здатність матеріалу визначали згідно [20].

На рис. 1 наведені характерні рентгенограми для зразків ADI чавуну з різним вмістом Mn, оброблених з ізотермічною витримкою протягом 90 хв при 350 °C.

За однакових умов такої обробки при збільшенні вмісту марганцю кількість залишкового аустеніту підвищується. Узагальнені в таблиці результати рентгенівського аналізу свідчать про збільшення вмісту залишкового аустеніту з підвищенням температури. Це визначається особливостями перерозподілу фериту та аустеніту [8, 9]. Теоретичні уявлення про рушійні сили цих процесів та залежності впливу температури

Рис. 1. Рентгеновські спектри зразків ADI з вмістом Mn: 0,24 % (а) та 0,78 % (б), ■ – лінії аустеніту, ● – лінії фериту.

та тривалості ізотермічної витримки на кількість аустеніту у високоміщному чавуні розглянуто в роботі [6]. З цих уявлень випливає ще одна важлива тенденція: за однакових умов гартування кількість аустеніту збільшується з підвищенням вмісту елементів, які стабілізують аустеніт. Таку поведінку спостерігали автори роботи [15] стосовно впливу Ni. Порівняння цих даних з результатами наших експериментів свідчить про більш значний вплив марганцю на зниження мартенситної точки та стабілізацію аустеніту порівняно з нікелем [10].

В публікації [3] зазначалось, що температура ізотермічного гартування характерним чином впливає на комплекс механічних властивостей: границя плинності та твердість підвищуються з температурою, тоді, як пластичність та ударна в'язкість – знижуються. З таблиці видно, що такі закономірності зберігаються незалежно від складу ADI матеріалу, але кількісні значення цих характеристик в значній мірі залежать від вмісту Mn.

Структура та фізико-механічні властивості

Порівняльний аналіз значень границі плинності та твердості зразків, загартованих з однакової температури, але з різним вмістом Mn дає несподіваний і, на перший погляд, не логічний результат. Отримані результати протирічать твердженню, що між твердістю та границею плинності існує не тільки якісний, але і кількісний зв'язок. З даних таблиці видно, що вищу границю плинності мають ADI з малим вмістом Mn тоді, як твердість вища у зразків з великим вмістом. Така невідповідність пояснюється з урахуванням сучасних уявлень про особливості пластичної деформації в області індентора, з яких випливає, що середня деформація в області відбитку дорівнює 8% [21]. Тому фізично обґрунтований кількісний зв'язок існує між твердістю та деформаційним напруженням, яке вимірюється при 8 % деформації. В розглянутому вище випадку це означає, що при великому вмісті Mn швидкість деформаційного зміцнення в області деформації від 0 до 8 % значно вища, ніж при малому. При аналізі механізмів зміцнення чавунів неодноразово [2, 3] вказувалось на визначальну роль TRIP ефекту в підвищенні швидкості зміцнення ADI.

Фазовий склад та механічні властивості ADI чавунів з різним вмістом марганцю

Температура ізотермічного гартування $T_{\text{г}}, ^\circ\text{C}$	Вміст Mn, % ваг	Кількість аустеніту % об.	σ_{02} МПа	σ_m МПа	δ %	НВ	КС Дж/см ²	H/ σ_{02} МПа ⁻¹	σ_{-1} МПа
310	0,78	34,65	910	1237	3,4	397	51,5	0,436	280
330	0,78	42,67	824	1116	2,8	345	45	0,419	470
350	0,78	43,88	751	1041	3,2	347	55	0,462	-
380	0,78	46,59	673	880	3,8	323	90	0,48	-
350	0,24	37,52	847	1124	6,8	327	85	0,385	540
370	0,24	38,68	757	1057	9	312	125	0,415	510

Аналіз діаграм навантаження зразків, при випробуванні на одновісний розтяг в координатах істинне напруження – істинна деформація ($\sigma_i - \epsilon$) дозволяє встановити залежність швидкості зміцнення $d\sigma_i/de$ від ступеня деформації (ϵ). Істине напруження, σ_i , та істина деформація, ϵ , визначаються з урахуванням поточних зразка: $\sigma_i = P/S_{\text{пот}}$ (P – навантаження, $S_{\text{пот}}$ – поточне значення площі перерізу); $\epsilon = \ln(l_{\text{пот}}/l_0)$, де $l_{\text{пот}}$ та l_0 поточний та початковий розмір зразка. Результати досліджень (рис. 2) свідчать, що зразки з більшим високим Mn демонструють вищу швидкість зміцнення при всіх ступенях деформації. На залежностях швидкості зміцнення від ступеня деформації (рис. 2 б) видно, що при всіх деформаціях, де працює TRIP ефект, швидкість зміцнення в зразках з великим вмістом марганцю приблизно вдвічі вища.

Цей результат має важливі практичні наслідки, адже саме здатність ADI до зміцнення під дією TRIP ефекту [9, 13] сприяє утворенню

надзвичайно твердих приповерхневих шарів землеоброблювальної техніки, яка працює в умовах зношування [8]. В наших попередніх роботах ми звернули увагу на можливість управління цим процесом за рахунок оптимального вибору температури ізотермічного гартування [8, 14]. Збільшення вмісту марганцю є не менш потужним інструментом для активізації цього механізму.

Рис. 2. Істинна діаграма навантаження (а) та залежності швидкості зміцнення від ступеню деформації (б) зразків з вмістом Mn: 0,24 % (---) та 0,78 % (—), $T_{\text{г}} = 350^{\circ}\text{C}$, ізотермічна витримка 90 хв.

Особливістю матеріалів з деформаційно індукованим мартенситним перетворенням є їх підвищена схильність щодо опору статичним та динамічним навантаженням втомі [22, 23]. Цьому сприяє особливий двійниковий механізм компенсації напружень в утвореній мартенситній фазі. Цей ефект широко використовується в при створенні медичних імплантів з мартенситних титанових сплавів [20]. Його реалізація в ADI також бажана для елементів конструкцій, що працюють в режимі динамічних навантажень та вібрації.

Вплив температури ізотермічного гартування на характеристики демпфування описані в нашій попередній роботі [22], де було продемонстровано, що з підвищенням температури ізотермічного гартування (тобто зі збільшенням вмісту залишкового аустеніту) підвищується демпфуюча здатність матеріалу.

Для дослідження здатності до демпфування застосована методика квазістатичного навантаження [20]. Щоб отримати гістерезисну петлю, зразок після певної пластичної деформації повністю розвантажувався до $\sigma = 0$ з такою ж швидкістю, як і при навантаженні, після чого повторно навантажувався з цією ж швидкістю. Ця операція повторювалась багаторазово при різних попередніх деформаціях.

Демпфуючу здатність матеріалу характеризували внутрішнім тертям Q^{-1} : визначали із співвідношення між площею, що обмежена

петлею гістерезису ΔW , та площею під навантажуючим сегментом кривої напруження-деформації. Характеристику внутрішнього тертя Q^{-1} визначали за формулою:

$$Q^{-1} = \Delta W / 2\pi W, \quad (1)$$

де $\Delta W = \int \sigma d\varepsilon = \int \varepsilon d\sigma$ — інтеграл напруги (або деформації) вздовж меж замкнутої петлі гістерезису; W — повна енергія деформації.

Характерні діаграми квазістатичних випробувань наведені на рис. 3.

Рис. 3. Криві квазістатичного навантаження зразків з різним вмістом Mn: 0,24 % (а) та 0,78% (б), $T_{ip} = 350$ °С, ізотермічна витримка 90 хв.

Математична обробка одержаних даних дозволила встановити вплив попередньої деформації на схильність до демпфування. Ці результати наведені на рис. 4.

Рис. 4. Залежність демпфуючої здатності від ступеня деформації зразків з різним вмістом Mn: 0,24 % (●) та 0,78% (■).

З наведених результатів видно, що матеріал з більшим вмістом Mn демонструє більш високу здатність до демпфування на початковій ділянці кривої навантаження, що важливо для гасіння пікових навантажень на вироби, які працюють в умовах пружних і малих пластичних деформацій.

Найбільш складним чином марганець впливає на опір втоми. Ця характеристика, як і ударна в'язкість та деформація до руйнування відносяться до граничних характеристик матеріалу, тобто до тих, що визначаються в момент руйнування. Дані наведені в таблиці свідчать, що збільшення вмісту марганцю зменшує деформацію до руйнування та ударну в'язкість практично вдвічі, що можна пояснити окрихчуючою дією цього елементу [16, 17]. Наведені на рис. 5 результати свідчать про те, що значення границі втоми збільшується з температурою ізотермічного гартування, а при співставних умовах гартування хоча вони залишаються дещо вищими в матеріалі з малим вмістом марганцю, але ця різниця не перевищує 10 %.

Тобто, негативний вплив марганцю на границю втоми менш суттєвий, ніж на інші граничні характеристики, оскільки окрихчуюча дія цього елементу компенсується фазовими перетвореннями у вершині тріщини, що стримує її розповсюдження при втомі. Очевидно, що захисний механізм посилюється при збільшенні впливу TRIP-ефекту.

Рис. 5. Залежність напруження втомного руйнування від кількості циклів зразків з різним вмістом марганцю, загартованих від різних температур: ■ – 0,78 % Mn, $T_{ir} = 310$ °C; ♦ – 0,78 % Mn, $T_{ir} = 330$ °C; ▲ – 0,24 % Mn, $T_{ir} = 350$ °C; стрілкою позначена границя втоми, σ_{-1} , на базі $\times 10^6$ циклів.

Таким чином, збільшення вмісту марганцю сприяє підвищенню вмісту залишкового аустеніту за однакових умов гартування. Вплив марганцю на утворення залишкового аустеніту є більш значним, ніж вплив нікелю.

За однакових умов гартування вищу границю плинності мають ADI з малим вмістом Mn, тоді, як твердість вища у зразків з великим вмістом. Різна чутливість цих характеристик зміцнення до вмісту Mn пояснюється посиленням дії TRIP ефекту на швидкість зміцнення на початковій ділянці навантаження в матеріалах з високим вмістом марганцю.

Деформація до руйнування та ударна в'язкість при збільшенні вмісту Mn зменшуються практично вдвічі. Вплив марганцю на опір втомі менш суттєвий, оскільки негативний вплив структурних факторів, які сприяють окрихченню компенсується фазовими перетвореннями у вершині тріщини, що стримує її поширення при втомі.

Зважаючи на те, що марганець посилює дію TRIP ефекту але погіршує опір руйнуванню, чавун з підвищеним вмістом Mn доцільно використовувати у змінних деталях ґрунтообробної техніки, зношування яких відбувається під дією малих зовнішніх навантажень (лапи культиваторів, розпушувачі, тощо).

Література

1. Ващенко К.И., Софрони Л.М. Магнєвий чугун. – К.: Машгиз, 1960. – 485 с.
2. Ващенко К.И., Рудой А.П. Поверхностное натяжение чугуна // Литейное производство. – 1962. – № 6. – С. 24-27.
3. Волощенко М.В. Термическая обработка высокопрочного чугуна. – К.: Гостехиздат УССР, 1961. – 97 с.
4. Бубликов В.Б., Ясинский А.А., Сыропоршнев Л.Н., Козак Д.С., Бачинский Ю.Д. Влияние содержания кремния и скорости охлаждения на образование отбела в отливках из модифицированного в ковше высокопрочного чугуна // Процессы литья. – 2009. – № 4. – С. 17-24. <https://doi.org/10.17816/PAVLOVJ20094155-161>
5. Волощенко М.В., Литовко В.И., Зеленый Б.Г. Влияние кремния на механические свойства изотермически закаленного чугуна с шаровидным графитом // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1964. – № 7. – С. 20-23.
6. Найдек В.Л., Гаврилюк В.П., Неижко И.Г. Бейнитный высокопрочный чугун. – К.: ФИМС НАН Украины, 2008. – 140 с.
7. Voigt R.C., Loper C. R. Austempered ductile iron – process control and quality assurance // Journal of Heat Treating. – 1984. – Vol. 3. – P. 291–309. <https://doi.org/10.1007/BF02833124>
8. Гогаєв К.О., Подрезов Ю.М., Волощенко С.М. Новые области использования высокопрочных чугунов // Наука про матеріали: досягнення та перспективи. Т.1. – К.: Академпер., 2018. – 652 с.
9. Nofal A. Advances in the Metallurgy and Applications of ADI // Journal of Metallurgical Engineering. – 2013. – Vol. 2 Issue 1, P. 1-18.
10. Li X.H., Saal P., Gan W.M., Hoelzel M., Volk W., Petry W., Hofmann M. Strain-Induced Martensitic Transformation Kinetic in Austempered Ductile Iron (ADI) // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2017. – Vol. 49 (8). – P. 94-104. <https://doi.org/10.1007/s11661-017-4420-3>.
11. Blonde R., Jimenez-Melero E., Zhao L., Wright J.P., Brück E. S. Van der Zwaag, N.H.van Dijk Mechanical stability of individual austenite grains in TRIP steel studied by synchrotron X-ray diffraction during tensile loading // Materials Science and Engineering, A. – 2014. – Vol. 618. – P. 280-287.
12. DeMoor E., Gibbs P.J., Speer J.G., Matlock D.K. Strategies for third generation advanced high strength steel development // AIST Trans. – 2010. – Vol. 7. – P. 133-144.
13. Волощенко С.М., Гогаєв К.О., Подрезов Ю. М., Мінаков М.В. Вплив температури ізотермічного гартування на деформаційне зміцнення ADI. Науково-технічний журнал «Металознавство та обробка металів. – 2020. – № 1. – С. 15-22. <https://doi.org/10.15407/mom2020.01.003>.
14. Волощенко С.М. Бейнітний високоміцний чавун для ґрунтообробної техніки // Агроперспектива. 2006.– № 7. – С. 50-51.
15. Saal P., Meier L., Li X. H., Hofmann M., Hoelzel M., Wagner J. N., Volk W. In Situ Study of the Influence of Nickel on the Phase Transformation Kinetics in Austempered Ductile Iron // Metall. Mater. Trans. A. – 2016. – Vol. 47. – P. 661-671. <https://doi.org/10.1007/s11661-015-3261-1>
16. Bhople N., Patil S., Harne M., Dhande S. Austempering Parameters and Machinability of Austempered Ductile Iron: A Comprehensive Review on

- Effective Parameters // International Journal of Innovative Research in Science, Engineering and Technology. – 2016. – Vol. 5, Issue 2. – P. 1197-1211.
17. Kowalski A., Biel-Gołaska M. Shaping the Structure and Properties of ADI with High Mn Content through Changes in Chemical Composition and Heat Treatment // Advanced Materials Research. – 1998. – Vol. 4-5. – P. 259-268. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.4-5.259>.
 18. Бубликов В.Б., Ясинский А.А., Зеленая Л.А., Берчук Д.Н., Медведь С.Н. Особенности влияния марганца на структурообразование и механические свойства высокопрочного чугуна модифицированного в литейной форме // Процессы литья. – 2013. – № 5. – С. 101-107.
 19. Луговской Ю.Ф. Методика усталостных испытаний композиционных материалов при изгибе полученных электронно-лучевым испарением // Проблемы спец. Электromеталлургии. – 1987. – № 4. – С. 61-65.
 20. Bonisch M., Calin M., Van Humbeeck J., Skrotzki W., Eckert J. Factors influencing the elastic moduli, reversible strains and hysteresis loops in martensitic Ti-Nb alloys // Materials Science and Engineering, C. – 2015. – Vol. 48. – P. 511–520. <https://doi.org/10.1016/j.msec.2014.12.048>.
 21. Мильман Ю.Н. Галанов О.Н. Чугунова С.И. Гончарова И.В. Определение механических свойств малопластичных материалов методом индентирования // Ceramics 50, Polish ceramic bulletin 12. Краков: польской академии наук. – 1996. – С. 95-102.
 22. Подрезов Ю. М., Романко П.М., Холявко В.В., Марченко Н.М. Вплив умов ізотермічного гартування на псевдопружну поведінку бейнітного чавуну // World Science. – 2019. – № 1(41). – С. 15-23. https://doi.org/10.31435/rsglobal_ws/31012019/6293.
 23. Волощенко С.М., Гогаєв К.О., Подрезов Ю. М., Мінаков М.В., Аскеров М.Г., Луговской Ю.Ф. Анализ упрочнения ADI после разных изотермических закалок // Вестнике НТУ "ХПИ", Новые решения в современных технологиях. – 2020. – С. 55-64

References

1. Vashchenko K.I., Sofroni L.M., *Magniyevery chugun* (Magnesium cast iron), Kyiv: Mashgiz, 1960, 485 p. [in Russian].
2. Vashchenko K.I., Rudoy A.P. *Liteynoye proizvodstvo*, 1962, No. 6, pp. 24-27 [in Russian].
3. Voloshchenko M.V. *Termicheskaya obrabotka vysokoprochnogo chugunka* (Heat treatment of high-strength cast iron), // Kyiv: Gostekhizdat USSR, 1961, 97 p. [in Russian].
4. Bublikov V.B., Yasinskiy A.A., Syroporshnev L.N., Kozak D.S., Bachinskiy Yu.D., *Protsessy litya*, 2009, No. 4, pp. 17-24 [in Russian]. <https://doi.org/10.17816/PAVLOVJ20094155-161>.
5. Voloshchenko M.V., Litovko V.I., Zelenyy B.G., *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*, 1964, No. 7, pp. 20-23[in Russian].
6. Naydek V.L., Gavrilyuk V.P., Neizhko I.G. *Beynitnyy vysokoprochnyy chugun* (Bainitic ductile iron). Kyiv: PTIMA NANUkraine, 2008, 140 p.
7. Voigt R.C., Loper C. R., *Journal of Heat Treating*, 1984, Vol. 3, pp. 291–309 [in English]. <https://doi.org/10.1007/BF02833124>.

8. Gohayev K.O., Podrezov Yu.M., Voloshchenko S.M. *Novye oblasti yspolzovaniya vysokoprochnykh chuhunok* (New areas of use of high-strength cast iron), Nauka pro materialy: dosyahnennya ta perspektyvy, T.1, Kyiv, Akademper., 2018, 652 c. [in Russian].
9. Nofal A., *Journal of Metallurgical Engineering*, 2013, Vol. 2 Issue 1, pp. 1-18 [in English].
10. Li X.H., Saal P., Gan W.M., Hoelzel M., Volk W., Petry W., *Metallurgical and Materials Transactions*, A, 2017, Vol. 49 (8), pp. 94-104 [in English]. <https://doi.org/10.1007/s11661-017-4420-3>.
11. Blonde R., Jimenez-Melero E., Zhao L., Wright J.P., Brück E. S., *Materials Science and Engineering*, A, 2014, Vol. 618, pp. 280-287 [in English].
12. DeMoor E., Gibbs P.J., Speer J.G., Matlock D.K., *AIST Trans.*, 2010, Vol. 7, pp. 133-144 [in English].
13. Voloshchenko S.M., Gohayev K.O., Podrezov Yu. M., Minakov M.V., *Metaloznavstvo ta obrobka metaliv*, 2020, No. 1, pp. 15-22 [in Ukrainian]. <https://doi.org/10.15407/mom2020.01.003>.
14. Voloshchenko S.M., *Ahrosperspektyva*, 2006, No. 7, pp. 50 – 51 [in Ukrainian].
15. Saal P., Meier L., Li X. H., Hofmann M., Hoelzel M., Wagner J. N., Volk W., *Metall. Mater. Trans.*, A, 2016, Vol. 47, pp. 661-671. [in English]. <https://doi.org/10.1007/s11661-015-3261-1>.
16. Bhople N., Patil S., Harne M., Dhande S., *International Journal of Innovative Research in Science, Engineering and Technology*, 2016, Vol. 5, Issue 2, pp. 1197-1211 [in English].
17. Kowalski A., Biel-Golaska M., *Advanced Materials Research*, 1998, Vol. 4-5, pp. 259-268 [in English]. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.4-5.259>
18. Bublikov V.B., Yasinskiy A.A., Zelenaya L.A., Berchuk D.N., Medved S.N., *Protsessy lit'ya*, 2013, No. 5, pp. 101-107 [in Russian].
19. Lugovskoy Yu.F., *Problemy spets. Elektrometallurgii*, 1987, No. 4, pp. 61-65 [in Russian].
20. Bonisch M., Calin M., Van Humbeeck J., Skrotzki W., Eckert J., *Materials Science and Engineering*, C, 2015, Vol. 48, pp. 511–520 [in English]. <https://doi.org/10.1016/j.msec.2014.12.048>.
21. Milman Yu.N. Galanov O.N. Chugunova S.I. Goncharova I.V. *Opredeleniye mekhanicheskikh svoystv maloplastichnykh materialov metodom indentirovaniya* (Determination of mechanical properties of low-plastic materials by indentation method), *Ceramics 50*, Polish ceramic bulletin 12. Krakov: pol'skoy akademii nauk, 1996, pp. 95-102 [in Russian].
22. Podrezov Yu. M., Romanko P.M., Kholyavko V.V., Marchenko N.M. *Vplyv umov nzotermichnogo gartuvannya na psavdopruzhnii povedynku beynitnogo chavunu. World Science.* – 2019.– № 1(41).– S. 15-23 [in English]. https://doi.org/10.31435/rsglobal_ws/31012019/6293.
23. Voloshchenko S.M., Gogakv K.O., Podrezov Yu. M., Minakov M.V., Askerov M.G., Lugovskoy Yu.F., *Vestnike NTU "KHPI", Novyye resheniya v sovremennykh tekhnologiyakh*, 2020, pp. 55-64 [in Russian].

Одержано 14.04.21

K. O. Gogaev, Yu. M. Podrezov, S. M. Voloshchenko, M.G Askerov, M.V. Minakov

Sensitivity to Mn content mechanical properties of phase composition of ADI

Summary

The effect of manganese content on the phase composition and mechanical properties was studied on ADI materials that are isothermally quenched at different temperatures. ADI samples with Mn content of 0.78 % and 0.24 % were analyzed. The final structure of the cast iron was created by austenitizing heating at 900 °C for 30 minutes. and subsequent isothermal quenching in liquid tin at temperatures of 310, 330, 350, 380 °C for samples with high manganese content and at 350, 370 °C for samples with low content. It is shown that increasing the manganese content increases the amount of residual austenite under the same quenching conditions. This enhances the positive role of the TRIP effect on the hardening processes. In particular, ADI with a high content of Mn show a higher rate of strengthening at the initial region of loading diagram, higher hardness and increased damping capacity. Instead, due to the embrittlement action of manganese, such materials have lower mechanical characteristics, which determined fracture moment. It was found that for the same quenching conditions, deformation to fracture and toughness are reduced by half on samples with higher manganese content. The negative effect of manganese on the fatigue is less significant, because the embrittlement action is compensated by phase transformations in the crack head, which inhibits its spread under cyclic loading. Due to the fact that manganese enhances the positive role of the TRIP effect but decrease fracture resistance, it is proposed to use ADI materials with high Mn content in products that operate in conditions of wear but are not subject to extreme stress.

Keywords: ADI materials, manganese alloying, isothermal hardening, TRIP effect, retained austenite, strengthening, hardness. damping capacity.